

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE NANCY

POUR OBTENIR

LE DIPLOME DE DOCTEUR-INGÉNIEUR

PAR

Daniel ABERDAM

PREMIÈRE THÈSE

Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths
Observations sur des micropertthites

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

Soutenues publiquement le 18 avril 1964 devant la Commission d'Examen

MM. M. ROUBAULT

Président

R. FAIVRE

R. KERN

G. CHAMPIER

H. DE LA ROCHE

Examineurs

Invité

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES
DE L'UNIVERSITÉ DE NANCY

POUR OBTENIR

LE DIPLOME DE DOCTEUR-INGÉNIEUR

PAR

Daniel ABERDAM

PREMIÈRE THÈSE

Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths
Observations sur des microperthites

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

Soutenues publiquement le 18 avril 1964 devant la Commission d'Examen

MM. M. ROUBAULT

Président

R. FAIVRE

R. KERN

G. CHAMPIER

H. DE LA ROCHE

} Examinateurs

Invité

UNIVERSITÉ DE NANCY - FACULTÉ DES SCIENCES

Doyen

M. AUBRY.

Assesseur

M. GAY.

Doyens honoraires

MM. CORNUBERT, DELSARTE, URION.

Professeurs honoraires

MM. CROZE, RAYBAUD, LAFFITTE, LERAY, JOLY, LAPORTE, EICHHORN,
CAPELLE, GODEMENT, DUBREIL, L. SCHWARTZ, DIEUDONNÉ,
de MALLEMANN, LONGCHAMBON, DODÉ, GAUTHIER,
GOUDET, OLMER, CORNUBERT, CAPELLE
GUERIN, CHEVALLIER, WAHL.

Maîtres de conférences honoraires

MM. RAUX, LIENHART, PIERRET

Professeurs

MM. URION	Chimie biologique	SCHWARTZ	Exploit. minière
DELSARTE	Analyse supérieure	GAYET	Physiologie
ROUBAULT	Géologie	MANGENOT	Phytopathologie
VEILLET	Biologie animale	MALAPRADE	Chimie
ECHEVIN	Botanique	HADNI	Physique
BARRIOL	Chimie théorique	BONVALET	Mécanique physique
BIZETTE	Physique	Mme ROIZEN	Physique
GUILLEN	Electronique	KERN	Minéralogie
GIBERT	Chimie physique	BASTICK	Chimie
LEGRAS	Mécanique rationnelle	DUCHAUFOR	Pédologie
BOLFA	Minéralogie	NEEL	Chimie ind. orga.
NICLAUSE	Chimie	GARNIER	Agronomie
FAIVRE	Physique appliquée	WEPPE	Minéralogie appli.
AUBRY	Chimie minérale	BERNARD	Géologie appliquée
DUVAL	Chimie	CERF	M. M. P.
COPPENS	Radiogéologie	CHAMPIER	Physique
FRUHLING	Physique	REGNIER	Physico-Chimie
SUHNER	Physique expériment.	GAY	Chimie biologique
HILLY	Géologie	WERNER	Botanique
LE GOFF	Génie chimique	CONDE	Zoologie
CHAPON	Chimie biologique	STEPHAN	Zoologie
HEROLD	Chimie industrielle	EYMARD	Cal. Dif. et Int.
		LEVISALLES	Chimie organique

Maîtres de conférences et professeurs sans chaire

MM. GOSSE	Mécanique physique	Mme HERVÉ	Math. (propédeutique)
ROCCI	Géologie	MM. AUROUZE	Géologie
VIUILLAUME	Psychophysiologie	MARI	Chimie I. S. I. N.
PLAN	Mécanique physique	LAFON	Physique I. S. I. N.
Mme BASTICK	Chimie MPC Epinal	FELDEN	Phys. Théor. et Nucl.
MM. GUDEFIN	Physique	FLECHON	Physique MPC
HORN	Physique	VIGNES	Physique (Mines)
FRENTZ	Biologie animale	Mlle HUET	Math. (S. P. C. N.)

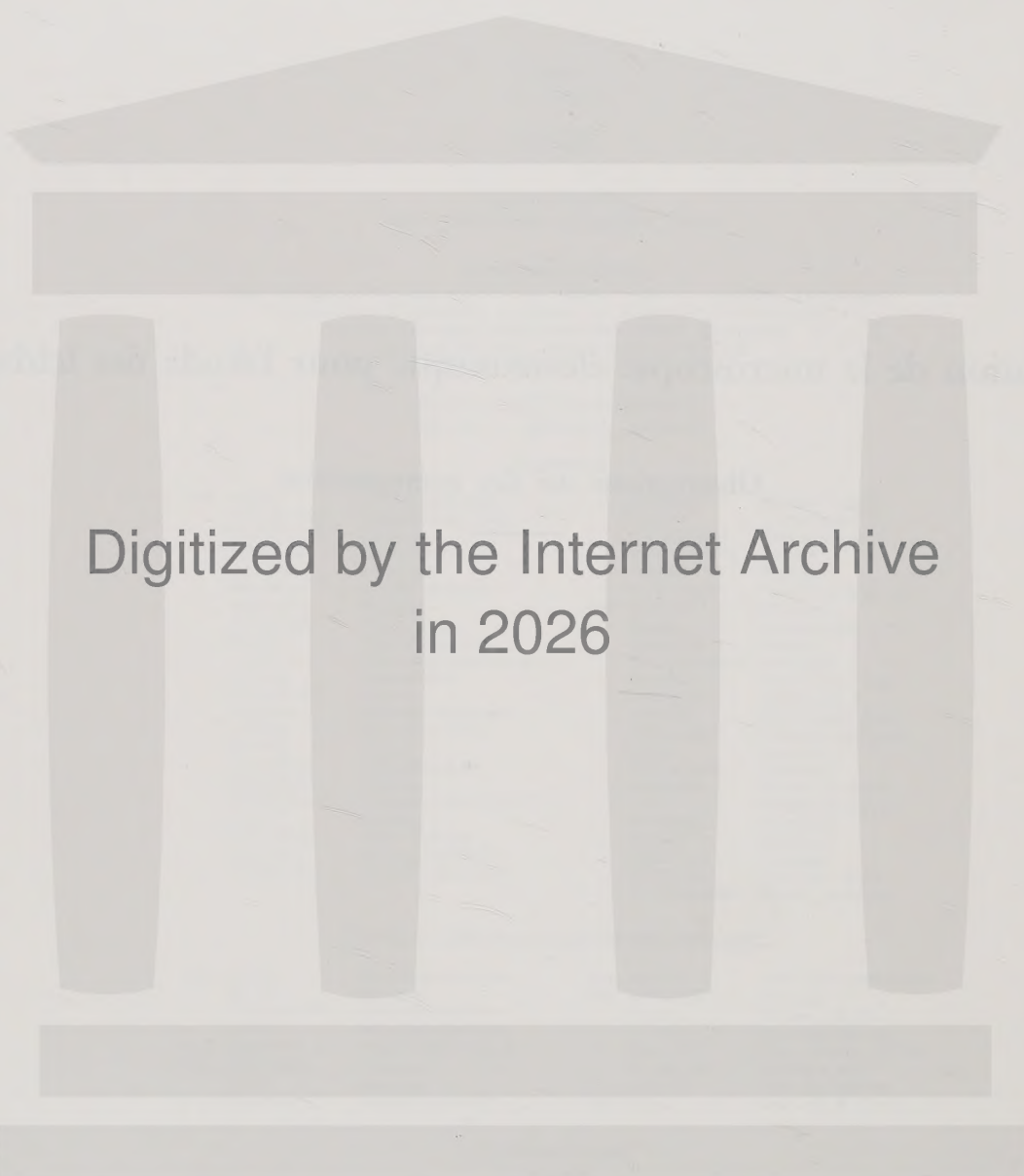
Secrétaire principal

C. CARON.



Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths

Observations sur des micropertithes



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41555808_0016

AVANT PROPOS

Je voudrais exprimer ici ma très vive reconnaissance à Monsieur le Doyen Roubault, Directeur du Centre de Recherches Pétrographiques et Géochimiques du C. N. R. S. à Nancy, qui m'a accueilli dans ses Laboratoires, et qui m'a proposé le sujet du présent travail.

Je dois beaucoup à Monsieur le Professeur Kern, du Laboratoire de Minéralogie et de Cristallographie de la Faculté des Sciences de Nancy, qui n'a pas ménagé son temps pour me faire part de ses suggestions et m'aider de ses conseils, et je l'en remercie très chaleureusement.

Ce travail n'aurait pas pu être mené à bien sans l'obligeance de Monsieur le Professeur Faivre, du Laboratoire de Physique de l'Etat Métallique de l'Ecole Nationale Supérieure de la Métallurgie et de l'Industrie des Mines de Nancy, qui a bien voulu me permettre d'utiliser le microscope électronique O. P. L. de son Laboratoire, et qui m'a proposé le sujet de ma deuxième thèse. Je tiens à remercier aussi Monsieur Baumann, qui m'a initié aux techniques de la microscopie électronique avec beaucoup de sollicitude.

A mon Parrain de Recherches, Monsieur de la Roche, j'exprime ma gratitude pour l'attention qu'il a apporté à me permettre de prendre contact avec des personnalités compétentes, et à faire une critique constructive de mon travail.

J'ai grand plaisir à remercier également ici Monsieur Leymarie, dont la collaboration dans le domaine de la radiocristallographie et les conseils d'ordre théorique m'ont été extrêmement précieux.

Que Monsieur Pierrot, qui a réussi pour moi de très beaux clichés de diffraction des rayons X, Messieurs Touret et Weisbrod, qui m'ont communiqué des échantillons, et m'ont aidé de leurs conseils, soient assurés de ma reconnaissance.

Je tiens également à remercier tous les techniciens qui m'ont secondé pour la préparation des échantillons, et les problèmes pratiques qui se sont posés, et en particulier, Monsieur Bauer, qui a réalisé un très beau travail photographique.

CHAPITRE I

GÉNÉRALITÉS

I-1. INTRODUCTION

Les feldspaths sont des minéraux extrêmement répandus ; ils sont présents dans un très grand nombre de roches, tant éruptives que métamorphiques. Cette abondance dans l'écorce terrestre leur donne une grande importance pétrographique. Leur proportion dans les roches éruptives et leur nature servent de base à la classification de ces roches. Sur leurs propriétés physico-chimiques sont fondés des critères pétrogénétiques importants ; ce sont les raisons qui ont conduit à choisir les feldspaths comme objets de l'étude des possibilités offertes par la microscopie électronique en pétrographie. (1)

I-2. PRINCIPALES DIRECTIONS DE RECHERCHES SUR LES FELDSPATHS

Depuis une quarantaine d'années, ces minéraux ont été l'objet d'études extrêmement nombreuses, justifiées par leur importance, et la complexité de leurs propriétés. Un volume ne suffirait pas à décrire l'ensemble de ces études et leurs résultats. Nous en indiquerons seulement les très grandes lignes en les groupant en trois catégories. La bibliographie correspondante se trouve, d'une manière détaillée, dans le livre de Deer, Howie, Zussman : "Rock-Forming Minerals", tome IV, p. 1 à 178, édité par Longmans, Londres.

Dans une première catégorie, nous plaçons les travaux relatifs à la détermination des différentes variétés de feldspaths de même composition, à la définition précise de leurs structures, et à la recherche des processus et des conditions des transformations ordre-désordre correspondantes.

Dans une deuxième catégorie, entrent les études concernant la composition chimique des différents feldspaths, leurs diagrammes d'équilibre de phases, les paramètres étant la composition et la température ; ces diagrammes sont complexes, car lorsque la température varie, les différentes variétés pour une même composition interviennent.

Enfin, dans la dernière catégorie, on peut classer les études concernant les variations des propriétés physiques (indices de réfraction, angle des axes optiques, angles d'extinction, densité) et cristallographiques (diffraction des rayons X) en fonction de la composition et de la température. Les résultats de ces études sont utilisés essentiellement de deux manières : les variations des propriétés étudiées servent de critère pour déterminer soit la température de cristallisation, pour une phase de composition donnée (en principe), soit la composition chimique, pour une température de cristallisation donnée (en principe). En fait, on recherche toujours une propriété qui soit peu dépendante de l'une des variables et beaucoup de l'autre, et on admet que la première variable n'a pas d'influence.

I-3. APPORT DE LA MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A L'ETUDE DES MINERAUX

Malgré l'énorme importance de l'ensemble des études précédentes, on constate que le microscope électronique n'a pratiquement pas été utilisé pour l'étude des feldspaths des roches. Cet appareil est, par contre, d'un usage tout à fait courant et d'une importance capitale en minéralogie, où ses applications sont chaque jour plus nombreuses.

C'est ainsi qu'il est devenu le meilleur instrument d'identification des argiles, et c'est là une de ses plus grandes conquêtes minéralogiques. Le nom de Bates (2) reste attaché à ce succès. De nombreux chercheurs se sont penchés sur les problèmes les plus variés : Pfefferkorn (3) a étudié

la calcite ; les matériaux réfractaires ont reçu une grande attention. Deicha (4) a observé des lacunes de cristallisation et des cavités de corrosion secondaire sur des surfaces de fracture du quartz ainsi que les pores intergranulaires des gangues et des roches. Sur les feldspaths, on trouve les observations de Wyart, Oberlin, Tchoubar (5) sur l'altération de l'albite, et une observation sur du labrador par Baier et Pense (6). Mais ces minéraux n'ont pas reçu encore une très grande attention.

I-4. PRINCIPAUX TRAVAUX SUR LES PERTHITES

C'est pourquoi nous avons entrepris d'explorer un peu ce vaste domaine, sans avoir au départ de ligne directrice bien dessinée. Après un certain nombre d'essais qui seront exposés en détail dans le deuxième chapitre, il s'est révélé que les associations perthitiques montrent des phénomènes intéressants : leur étude détaillée forme la matière des troisième et quatrième chapitres de ce travail. Avant d'aborder notre exposé, il nous faut donc rappeler rapidement l'essentiel des connaissances acquises sur ce sujet ; la bibliographie donnée ne constitue que des points de repères. Le terme de perthite a été introduit par Thomson (7) pour décrire un minéral blanc, transparent, associé à du feldspath, et trouvé à Perth (Canada). Huntz (8) analysa ce minéral et montra qu'il s'agissait d'un feldspath sodi-potassique. C'est à Breithaupt (9) que revient le mérite de montrer que la perthite est une association de deux feldspaths. Becke (10) a proposé le terme de microperthite pour une association microscopique de feldspath potassique et d'albite. Mais c'est Neubauer (11) qui fit la distinction entre les "microclines perthitiques" et les "orthoses perthitiques" selon la nature du feldspath alcalin. Pour les associations microscopiques, Brögger (12) introduisit les termes correspondants de "microcline microperthitique" et "orthose microperthitique". Dans le cas où l'association est submicroscopique, il propose le terme de cryptoperthites.

Plus récemment, une abondante littérature est parue sur les perthites. On peut classer ces travaux, d'une manière quelque peu arbitraire, en deux catégories :

- les travaux relatifs à la structure cristalline des perthites, et à leurs propriétés physiques, en fonction de leur composition, et de leur histoire thermique. Kôzu et Endô (13) montrent que les deux phases peuvent être homogénéisées et de nouveau séparées par des traitements thermiques convenables. Spencer (14) étudie les relations de stabilité thermique dans les feldspaths alcalins. Chao, Smare, Taylor (15) montrent en 1939 que dans la plupart des perthites, les paramètres des deux phases sont ceux des termes extrêmes de la série sauf dans certains cas particuliers (1940). Laves (16) conclut que la phase sodique des sanidines/cryptoperthitiques a des paramètres angulaires voisins de ceux de l'albite "haute température". Tuttle (17) en 1952 propose une classification des feldspaths alcalins d'après leurs propriétés optiques, et des perthites d'après leur taille.

Il faut mentionner aussi les nombreux travaux de Smith-Mackenzie sur la nature des phases présentes dans différents types de perthites. On trouvera références à ces travaux dans leur article sur les perthites publié dans "Norsk-Geologisk Tidsskrift" en 1962 (18). Laves et Soldatos (19) ont fait une étude détaillée des orientations mutuelles de l'albite et du microcline dans les microclines perthitiques, microperthitiques et cryptoperthitiques.

Quant aux travaux relatifs à l'origine et à la signification pétrogénétique des perthites, ils sont très nombreux et leur abondance manifeste combien ce problème est encore controversé. On admet généralement trois modes de formation des perthites : par démixtion (exsolution), par remplacement ou par cristallisation simultanée. Andersen (20) en 1928 montre que certaines "perthites en veines" sont formées par remplacement et suppose l'existence de cracks de contraction thermique pour expliquer leur genèse. Heier (21) en 1955 étudie les remplacements dans les gneiss hautement métamorphiques. Wallace (22) en 1956 admet un processus de cristallisation simultanée pour certains feldspaths. Gates (23) suggère en 1953 un contrôle structural de la formation des perthites, particulièrement sous l'influence de "pressions différentielles". La constance relative de la distribution de l'albite entre la phase potassique et la phase plagioclase a été interprétée par Barth (24) en 1956 comme un critère de température et non un contrôle métasomatique. De nombreux autres auteurs ont travaillé la question ; il sortirait du cadre de ce travail d'analyser l'ensemble de ces études, dont certaines sont cependant importantes.

I-5. PLAN DU PRESENT TRAVAIL

Nous pouvons maintenant aborder l'exposé du présent travail, en indiquant préalablement le plan qui est adopté : dans le deuxième chapitre sont exposés les résultats de la première phase de la recherche, qui est essentiellement exploratoire : les échantillons sont placés dans leur contexte géologique ; ils sont décrits macroscopiquement, puis à l'échelle de la lame mince. On donne pour chacun d'eux les résultats de l'observation au microscope électronique, que l'on essaie de rattacher aux observations habituelles, dans la mesure du possible.

Il se dégage de ces observations que les micropertthites montrent des aspects intéressants, et relativement faciles à rattacher à l'échelle ordinaire. Cependant, l'interprétation de ces aspects, nécessite une étude approfondie à l'échelle cristallographique.

Afin de ne pas disperser l'intérêt de la recherche, cette étude a été entreprise sur un échantillon d'orthose micropertthitique particulièrement favorable et elle est exposée au troisième chapitre : dans une première partie, on détermine les propriétés et les relations cristallographiques des deux phases de la perthite, puis on étudie la morphologie et l'orientation des lamelles d'albite : enfin, la répartition des figures d'attaque et leur interprétation constituent la fin du chapitre.

Pour chercher une confirmation expérimentale des résultats acquis, une étude des déformations des plans réticulaires est exposée dans le quatrième et dernier chapitre ; la méthode utilisée, basée sur diffraction des rayons X est d'abord expliquée, puis les résultats obtenus sont décrits.

En conclusion, on essaie de dégager l'intérêt des résultats obtenus, et on montre à quelles difficultés on peut s'attendre, dans la voie ainsi ouverte.

CHAPITRE II

ÉTUDE AU MICROSCOPE ÉLECTRONIQUE PAR TRANSMISSION DE QUELQUES FELDSPATHS D'ORIGINES DIVERSES

II-1. GENERALITES SUR LES MODES OPERATOIRES

Les techniques de préparation des échantillons sont actuellement si variées qu'il serait vain de vouloir les passer en revue. Mais d'une manière générale, il y a deux méthodes pour utiliser le microscope électronique par transmission :

- L'observation directe de l'échantillon par transmission. Ceci n'est possible que sur des préparations dont l'épaisseur n'excède pas $0,1 \mu$.

- L'observation de répliques de la surface des échantillons lorsqu'ils sont trop épais pour permettre l'observation directe par transmission. Cette méthode est évidemment privée d'un certain nombre d'avantages offerts par la première.

II-11) L'observation par transmission nécessite généralement la préparation de films supports. Ceux-ci sont soit en matières plastiques (collodion, formvar), soit obtenus par évaporation sous vide de carbone, de SiO_2 , ou d'autres substances convenablement choisies.

Parfois, pour améliorer le contraste, on procède à un ombrage de la préparation en évaporant dans le vide un métal lourd sous une incidence oblique.

II-12) La méthode des répliques exige la préparation de films moulant parfaitement la surface à étudier. On peut procéder par réplique simple ou négative, ou bien par réplique double ou positive. On utilise beaucoup les films en matières plastiques ou en carbone.

Hall (25) donne une description détaillée de ces principales méthodes.

II-2. METHODES EMPLOYEES POUR L'ETUDE DES FELDSPATHS

Nous avons adapté à notre problème particulier des procédés tout à fait courants.

Nous travaillons sur des répliques négatives, obtenues par évaporation d'un film de carbone, dans le vide. Le décollage de la réplique se fait par dissolution du support dans l'acide fluorhydrique.

La surface à étudier est soit un clivage non apprêté, soit une section polie mécaniquement avec soin, puis attaquée très légèrement par l'acide fluorhydrique en solution, ou par un faisceau d'ions accélérés. On trouvera quelques détails opératoires à l'appendice n° I.

Nous allons maintenant décrire les échantillons que nous avons observés.

- sommairement dans leur cadre géologique,
- à l'échelle de la lame mince, en indiquant seulement leurs caractéristiques essentielles,
- à l'échelle de la réplique observée au microscope électronique.

Puis nous essaierons de faire le lien entre les deux échelles d'observations.

II-3. DESCRIPTION DES OBSERVATIONS

Pour des raisons de commodité, nous avons limité le choix de nos échantillons de roches à ceux qui présentent de beaux cristaux de feldspaths ; ces cristaux doivent être assez grands pour que l'on puisse être sûr que la réplique examinée est celle de la surface d'un feldspath ; de plus, nous avons cherché des feldspaths aussi peu altérés et déformés que possible, pour ne pas trop compliquer le problème au départ.

Nous avons examiné essentiellement deux types d'échantillons.

Le premier groupe provient de gneiss oeillés du sud de la Norvège et comprend les échantillons répertoriés sous les numéros 100-1959, 155-1960, A-54, 292-1959. Ils ont été mis à ma disposition par J. Touret.

Le second groupe provient de très belles pegmatites, du sud de la Norvège, de Madagascar, et de la Haute Vallée de l'Ardèche. Il comprend les échantillons suivants :

- 94-1961, mis à ma disposition par M. Touret
- MPM, mis à ma disposition par M. Roubault
- MPN, mis à ma disposition par M. de la Roche
- C43W, mis à ma disposition par M. Weisbrod

Notre but initial étant une recherche exploratoire, nous avons choisi d'une manière quelconque les sections polies, la seule condition imposée étant qu'elles contiennent un grand cristal de feldspath. Généralement, nous ne nous sommes pas préoccupés de l'orientation de la section par rapport au cristal, sauf quand cette orientation est particulièrement simple à réaliser, ou quand nos observations nous incitent à le faire : c'est le cas, par exemple, des grands cristaux de pegmatites. D'ailleurs, cette orientation eût été vaine dans bien des cas, car les manipulations des répliques rendent difficile leur orientation par rapport à la section étudiée. Nous avons, de plus, étudié une section polie par échantillon, sauf spécification contraire ; chaque section, après examen, subit un nouveau polissage, et est soumise à un nouveau cycle d'observation.

II-31) Etude du premier groupe : échantillons de gneiss oeillés.

II-311) Généralités - Cadre régional.

Les échantillons ont été prélevés par J. Touret dans la région de Vegarshei-Gjærstad, en Norvège méridionale. Cette région est remarquable par la présence de deux importants massifs de gneiss oeillés, les massifs de Gjærstad et de Vegarshei, situés au sein de gneiss rubannés entrecoupés de filonnets granitiques et pegmatitiques [J. Touret (26)].

Ces gneiss oeillés sont caractérisés par la présence de très grands cristaux de feldspaths pouvant atteindre une dizaine de centimètres. La proportion de feldspath potassique est très élevée et peut atteindre 80% de l'ensemble de la roche. On distingue les gneiss à faciès amphibolite, où le feldspath principal est du microcline à triclinité maxima, et les gneiss à faciès granulite, où le feldspath est optiquement monoclinique (orthose).

Les échantillons 100-1959, 155-1960 et A 54 appartiennent au faciès amphibolite, et l'échantillon 292-1959, au faciès granulite.

II-312) Echantillons du faciès amphibolite.

II-3121) *Echantillon 100-1959.*

Il provient de Oygardslia, dans le massif de Gjærstad.

Macroscopiquement, il s'agit d'un gneiss oeillé caractéristique (pl. I, fig. 1) dit à "dents de cheval". De grands porphyroblastes de feldspaths, blanchâtres ou rosés, d'une taille pouvant atteindre la dizaine de centimètres, se détachent sur un fond plus sombre. Les porphyroblastes sont grossièrement orientés suivant le litage de la roche. Ils sont parfois déformés, et contiennent toujours de nombreuses inclusions qui peuvent être orientées.

Sous le microscope, on voit que les phénocristaux sont constitués, soit par du microcline, soit par des plagioclases (an % = 30 à 40) (pl. I, fig. 2). Le microcline est du microcline à triclinité maxima, bien quadrillé, d'allure très fraîche, rarement perthitique. Le contour des por-

phyroblastes est très dentelé : de petites plages très découpées s'insinuent entre les cristaux périphériques. Les inclusions sont nombreuses : quartz, plagioclases, minéraux colorés. Au voisinage des phénocristaux on trouve souvent des myrmékites ; elles apparaissent de façon caractéristique comme provenant de la déstabilisation de plagioclases au contact de feldspath potassique (J. Touret, communication personnelle).

Les porphyroblastes peuvent également être constitués de plagioclases. Dans ce cas, ils sont très altérés et portent la trace de déformations intenses : extinctions irrégulières, plans de mûcles tordus.

Au microscope électronique, (pl. I, fig. 3), on observe sur un porphyroblaste de microcline des figures de corrosion disposées de façon assez irrégulières, parfois groupées en alignements ou en amas de quelques piqures. La corrosion a été effectuée dans de l'acide fluorhydrique 20 N, pendant 5 secondes. Les figures d'attaque ont une forme assez carrée, dont deux côtés sont très contrastés sur le fond clair par l'auto-ombrage de la réplique ; en effet, le carbone a été évaporé sous un angle d'environ 45° sur la surface de la préparation. Leurs dimensions sont de l'ordre du micron.

Il nous paraît difficile de relier ces observations à des caractères microscopiques connus : la surface semble avoir été attaquée uniformément, à l'exception des figures de corrosion réparties au hasard, et nous ne pouvons guère en tirer d'information du point de vue descriptif ou minéralogique. A ce sujet, il faut noter qu'il serait intéressant, mais impraticable avec la méthode des répliques, d'étudier les caractères minéralogiques par diffraction des électrons, directement dans le microscope électronique.

II-3122) Echantillon 155-1960.

Il a été prélevé dans le massif de Gj rstad. C'est un gneiss o ill , riche en quartz, très semblable au précédent. Cependant, sa couleur générale est un peu plus claire (pl. II, fig. 1). En lame mince, les seules différences constatées par rapport à l'échantillon 100-1959 sont :

- Le fait que les porphyroblastes sont toujours du microcline, et jamais des plagioclases. Ils contiennent encore de nombreuses inclusions. Ils sont souvent perthitiques.

- La pâte est très riche en quartz, sous forme de petits cristaux ou filonnets. On trouve des plagioclases, et le principal minéral coloré est la biotite.

La figure 2 de la planche II montre une photographie au microscope métallographique de la face polie étudiée, après une attaque de 2 minutes dans l'acide fluorhydrique 4 fois normal. Cette attaque met en évidence de façon remarquable un double système de perthites dans un porphyroblaste :

- Un système de *perthites en film*, assez grossier cependant, et de formes quelques peu irrégulières. La corrosion s'est produite essentiellement le long des joints entre phases, et on distingue parfois assez nettement une corrosion sous forme de "barreaux d'échelle", sur les films d'albite.

- Un système de *perthites en taches*, aux contours bien limités, de forme grossièrement ovo ide, et de taille relativement petite.

La corrosion a souligné nettement le bord des taches, et a développé des lignes droites parallèles, traversant les tâches de plagioclase de part en part, et perpendiculairement à la direction d'allongement des perthites en film. Ceci montre que ce plagioclase est cristallographiquement orienté par rapport au microcline, ces lignes de corrosion pouvant correspondre à des m cles selon la loi de l'albite ou du péricline.

L'observation au microscope électronique de cette même surface après une attaque de 5 secondes dans l'acide fluorhydrique 20 N ne révèle rien d'intéressant : en effet, les descriptions faites ci-dessus sont à l'échelle optique. A l'échelle électronique, on observe des piqures d'attaque très développées, (pl. II, fig. 3) très irrégulières : mais on n'est pas à la bonne échelle pour améliorer les observations faites par réflexion. Cependant, on peut noter, sur cette figure, la présence d'une très belle figure de corrosion montrant bien les formes de feldspaths telles qu'elles sont idéalisées dans les traités.

Il a été prélevé à Oygardslia, dans le massif de Gjæstad. Cet endroit est situé à une quinzaine de kilomètres de l'endroit où a été prélevé l'échantillon 155-1960 ; mais ces deux échantillons sont très semblables.

Macroscopiquement, c'est encore un gneiss oeilé typique de teinte générale assez claire, rosée ; on y voit, comme précédemment de beaux phénocristaux de feldspaths, qui se détachent sur une pâte finement grenue.

Sous le microscope, on observe que ces phénocristaux sont constitués de microcline à triclinicité maxima, perthitique. Ils englobent de nombreuses inclusions de quartz, de plagioclases (an % = 35), et ils sont entourés d'une couronne de très petits cristaux où abondent les myrmékites. La pâte contient surtout du quartz en assez grand cristaux formant des filonnets allongés parallèlement au litage de la roche. On trouve aussi du microcline, des plagioclases altérés, et une petite quantité de biotite. Il y a très peu de minéraux accessoires.

La figure 1 de la planche III montre le résultat d'une attaque de 2 minutes par l'acide fluorhydrique 4 N, observé au microscope métallographique. On constate deux directions d'attaque très bien définies, et différentes par leur aspect :

- Les perthites en film sont attaquées comme dans le cas précédent, avec un aspect en "barreaux d'échelle".

- Dans une direction à environ 60° de celle des perthites en film, des lignes fines sont attaquées uniformément, sans structure en barreaux d'échelle, et correspondent aux lignes de clivage sur la section. Ces lignes sont parallèles aux "barreaux d'échelle" observés dans les perthites en film.

Au microscope électronique on retrouve très clairement ces directions d'attaque (pl. III, fig. 2), celle-ci étant de 5 secondes dans un acide 20 N. Mais, probablement à cause des conditions d'attaque, peut-être inadéquates, les figures de corrosion sont mal formées, et on ne voit pas les "barreaux d'échelle" aperçus au microscope par réflexion.

II-313) Echantillon du faciès granulite 292-1959.

Cet échantillon appartient à un faciès plus profond que les précédents. Il provient de Ubergsmoen, dans la région de Vegarshei. C'est aussi un gneiss oeilé.

Macroscopiquement, c'est une roche très sombre, presque noire, comprenant de grands porphyroblastes de feldspaths dans une pâte finement grenue.

En lame mince, la pâte se révèle contenir beaucoup de quartz, des plagioclases et de nombreux minéraux colorés : hornblende verte, biotite, pyroxènes monocliniques et orthorhombiques - hypersthène, (c'est ce dernier minéral qui établit sans équivoque l'appartenance de cette roche au faciès charnokitique), grenats.

Les phénocristaux sont des feldspaths optiquement monocliniques ("orthose"). Mais cette "orthose" peut présenter des transitions continues vers le microcline quadrillé : Touret (27). Elle est souvent perthitique, deux systèmes de perthites pouvant coexister :

- des perthites sous forme de petites lentilles fusiformes dont les dimensions sont de l'ordre de 0,05 mm ;

- des perthites en film, très fines, régulières et continues.

Parfois, le système en film tend à disparaître, le système en lentilles s'étendant alors et prenant l'aspect d'une mésoperthite : Michot (28).

La figure 3 de la planche III montre ces deux systèmes de perthites en lames minces ; la figure 4 de la planche III les montre en section polie, après l'attaque fluorhydrique de 5 secondes dans l'acide 20 N.

Le microscope électronique révèle bien les particularités de ces associations perthitiques, car celles-ci sont bien développées et déjà discernables à l'échelle optique.

Les résultats obtenus dépendent beaucoup des conditions d'attaque :

a) une *attaque moyenne* (20'' dans HF à 15%) montre deux aspects différents pour chaque type de perthites :

Les bords des lamelles de perthites en films sont légèrement attaqués, visualisant bien les joints entre les phases (pl. IV). De plus, on constate l'apparition régulière de couples de piqûres (chacune se correspondant à travers les lamelles) disposées de façon périodique le long des joints entre phases ; pour les lamelles très fines, les deux piqûres d'un couple peuvent se réunir en une seule donnant alors cet aspect en "barreaux d'échelle" déjà noté. L'équidistance des couples de piqûres est de l'ordre de $0,75\mu$. Les piqûres ont une forme grossièrement rectangulaire.

Pour les perthites lenticulaires, l'ensemble de la surface ne paraît pas attaqué, ou bien l'attaque a été uniforme. Sur les bords des "lentilles" on constate souvent l'apparition de stries presque perpendiculaires à l'allongement des perthites en films. Cet angle dépend de l'orientation cristalline de la section polie (pl. V, fig. 1).

b) une *attaque rapide* et plus brutale (cinq secondes dans l'acide fluorhydrique à 50%) ne change pas fondamentalement les résultats précédents.

- Cependant, pour les perthites en film, les figures de corrosion se sont considérablement agrandies, à tel point que leur périodicité est masquée, ainsi que les joints entre les phases. Leurs formes géométriques se sont précisées : on observe les formes extérieures des feldspaths, telles qu'elles sont idéalisées dans les traités (pl. V, fig. 2).

- Pour les perthites lenticulaires, l'ensemble de la surface reste lisse. On n'observe plus de stries, l'attaque étant probablement trop brutale.

La forme et l'orientation des figures de corrosion montrent que le plan de la section est très voisin de (001), c'est-à-dire que l'axe cristallographique $\vec{b}$ est situé à peu près dans le plan de la figure 2 de la planche V.

II-32) Etude du deuxième groupe : échantillons de pegmatites.

Comme nous l'avons déjà signalé, ce deuxième groupe est constitué d'échantillons de pegmatites, formant de très beaux monocristaux.

II-321) Echantillon 94-1961.

Il provient de Nelaugvatn (Norvège), d'un grand filon de pegmatite de plusieurs centaines de mètres, situé au sein de migmatites. Certains cristaux sont énormes et montrent de très belles associations graphiques de quartz et de feldspath, (pl. VI, fig. 1).

- Sous le microscope (pl. VI, fig. 2), on voit du microcline monocristallin, faiblement perthitique (du type perthites en tâches) et du quartz, en petits filonnets dont l'allongement est souvent orienté par rapport au quadrillage du microcline. Sur les sections voisines de (010), la trace du clivage (001) apparaît extrêmement régulière et fine, indiquant une particulière fragilité du cristal dans cette direction.

- Au microscope électronique (pl. VI, fig. 3), on observe, après une attaque de 5 secondes dans HF à 50%, des figures de corrosion très développées, qui empiètent les unes sur les autres, mais qui sont groupées en alignements. Il semble en outre que ces figures, très profondes, ne se creusent pas perpendiculairement au plan de la section, mais obliquement par rapport à lui. Mais il faut être très circonspect ici, parce que les effets d'ombrage sont très propres à donner l'illusion de phénomènes qui ne sont que des artéfacts introduits par la méthode de préparation. La direction d'alignement des figures d'attaque correspond peut-être à celle du clivage observé plus haut.

II-322) Echantillon M P N.

C'est un microcline perthitique provenant des pegmatites de Tvedestrand, où l'on rencontre des cristaux énormes. On y trouve du microcline, du quartz et de la muscovite.

Au microscope, on voit, sur la section (001) (pl. VII, fig. 1) un monocristal de microcline très bien quadrillé, et présentant une structure perthitique en tâches. Les traces des plans d'association des individus dans les macles du microcline et du plagioclase sont mutuellement orientées.

Ici, la technique d'attaque employée pour la préparation de la surface en vue de l'examen de

la réplique au microscope électronique, n'est pas l'attaque chimique par l'acide fluorhydrique, mais le bombardement ionique, dans les conditions suivantes :

- durée de 6 heures - courant 2,5 mA,
- haute tension de 4,7 KV, - atmosphère d'argon sous une pression d'environ 10^{-4} Torr.

On observe (pl. VII, fig. 2) des chapelets de piqûres d'attaque alignées, qui se sont développées en forme de cratères empiétant les uns sur les autres. Malheureusement, la structure des perthites en tâche est trop irrégulière pour qu'on puisse se repérer par rapport à des directions de joints de phases, et il est impossible de dire si ces piqûres apparaissent dans le microcline, dans le plagioclase ou le long des joints.

L'observation attentive des bords de cratères, où le relief est important, révèle un aspect strié (pl. VII, fig. 3), les stries étant distantes d'environ 800 Å à 1000 Å.

II-323) Echantillon M P M.

C'est un monocristal de microcline perthitique provenant d'une pegmatite de Madagascar. Ses faces sont bien développées, la longueur des arêtes principales dépasse la dizaine de centimètres (pl. VIII, fig. 1).

Ce cristal a été l'objet d'une étude chimique détaillée de la part de M. Roubault (29), qui a montré que ce cristal est chimiquement hétérogène, le rapport $\frac{\text{Na}_2\text{O}}{\text{K}_2\text{O}}$ variant notablement avec la région du cristal analysée.

II-3231) Une lame mince de la section (001) (pl. VIII, fig. 2), montre une structure perthitique double.

La matrice est un microcline très peu mâclé, le quadrillage chatoyant caractéristique n'apparaît que par endroits, et il n'est pas d'une grande régularité. Les exsolutions sont de deux types :

1/ Un système de *perthites en grosses veines*, les mâcles polysynthétiques de l'albite apparaissant parallèlement à la direction 100. Les veines ont en gros la direction 010.

2/ Un système de *perthites en fines lamelles*, dont la trace sur notre section (001) apparaît parallèlement à [010].

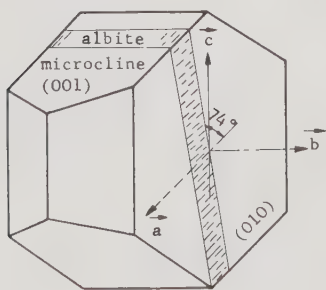


Fig. II-1

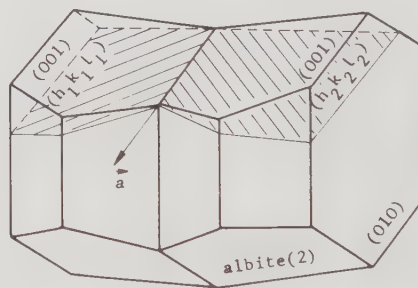


Fig. II-2

II-3232) Sur une lame mince suivant (010), ces lamelles font avec [100] un angle de 74° environ. (Fig. II-1). Dans ces perthites lamellaires, ou en films, on ne voit pas de mâcles.

II-3233) Au microscope métallographique les surfaces polies attaquées pendant 15 minutes dans HF $\frac{2}{5}$ N montrent bien les deux systèmes de perthites.

Les perthites en film apparaissent très régulières et très longues (pl. IX, fig. 1) et l'aspect en "barreaux d'échelle" est magnifiquement développé.

Sur les perthites en veine, nous remarquons un phénomène intéressant : nous avons dit que l'albite présentait des mâcles polysynthétiques ; sur la section (001) l'orientation de la trace du plan d'association parallèlement à la rangée $\vec{a}$ laisse supposer que la loi de mâcle est celle de l'albite.

En effet, l'albite et le microcline sont cristallographiquement orientés l'un par rapport à l'autre, et leurs axes sont presque parallèles (épitaxie), donc, le plan (010) du microcline et de l'albite sont très voisins ; dans ces conditions, le plan d'association étant (010), la loi est celle de l'albite. On voit facilement alors (Fig. II-2) que les plans (001) de deux individus mâclés ne sont pas parallèles et forment une gouttière. Leur angle dièdre est voisin de 6° .

Notre lame mince est un plan moyen : voisin du plan (001) du microcline. Les deux individus d'albite sont donc coupés suivants des plans $(h_1 \ k_1 \ l_1)$ et $(h_2 \ k_2 \ l_2)$ d'indices différents, et probablement irrationnels. Ces plans présentent donc un potentiel chimique différent, et ne réagissent pas de la même manière à l'attaque (pl. IX, fig. 2). Une série d'individus n'est pas attaquée, l'autre l'est, et cette différence visualise très bien les mâcles en lumière naturelle.

II-3234) *Au microscope électronique*, les faces (001) (pl. X, fig. 1) montrent une attaque très nettement préférentielle des films d'albite. Ceux-ci sont bordés de piqûres très grossièrement périodiques, analogues à celles décrites pour l'échantillon 292-1959. La morphologie de ces figures de corrosion dépend du temps d'attaque et de la concentration de l'acide. Elles sont d'autant plus petites et précises que l'attaque est plus brève et l'acide plus concentré. Mais alors leurs formes géométriques sont moins bien définies. Ces figures se correspondent à travers les lamelles, parallèlement à [100], formant les "barreaux d'échelle".

Les faces (010) montrent des lamelles aux bords plus nets, plus réguliers, et des piqûres mieux définies (pl. X, fig. 2). Les piqûres d'attaque, associées par paires, comme pour l'échantillon 292-1959, se correspondent à travers les lamelles dans une direction faisant environ 74° avec la trace des lamelles, c'est-à-dire encore parallèlement à [100].

De plus, par endroits, sur les faces (001) apparaissent des phénomènes de striation très développés (pl. XI, fig. 1 et 2). Malheureusement, il est presque impossible de reconnaître l'orientation de ces stries par rapport au cristal. Elles sont observables à une échelle de grossissements plus grands que les piqûres d'attaques antérieures.

II-324) Echantillon C 43 W.

C'est un échantillon de pegmatite provenant de la Haute Vallée de l'Ardèche, au sein de roches migmatiques. L'examen en lame mince montre un feldspath optiquement monoclinique, monocristallin, de structure microperthitique d'une extraordinaire régularité et extrêmement fine. La figure 1 de la planche XII montre cette structure sur une section polie attaquée.

Des lames minces suivant (001) et (010) montrent qu'il s'agit de microperthites en film dont le plan appartient à la zone [010] et fait, sur (001), un angle de 72° à 73° avec la trace [100] du clivage (001). Elles ont donc en gros la même orientation que dans l'échantillon précédent.

Avec le microscope électronique, nous avons fait des essais plus nombreux sur ce monocristal d'orthose, étant donné la régularité des microperthites et la facilité d'orienter les observations par rapport au cristal.

Attaques chimiques.

a) Sur une surface (010), une attaque de 5 secondes dans l'acide fluorhydrique à 50% conduit à l'aspect tourmenté de la figure 2 de la planche XII. On y reconnaît nettement une direction d'attaque privilégiée.

Une attaque plus douce, de 20 secondes dans HF à 16%, conduit à l'aspect de la figure 1 de la planche XIII.

On y retrouve avec une grande netteté, les piqûres d'attaques groupées par paires, se correspondant dans la direction [100] à travers les lamelles.

L'équidistance des piqûres est de l'ordre de 1μ , et l'épaisseur des lamelles de $0,5 \mu$.

b) Sur une face (001), attaquée pendant 2h 30 dans une solution décimale d'acide fluorhydrique, la perfection du système de piqûres est extraordinaire (pl. XIII, fig. 2). Elles se correspondent toujours suivant la direction [100] à travers les lamelles. On remarque aussi que plus la lamelle est fine, plus les piqûres sont serrées, et que, vers les extrémités en "lame de couteau" des lamelles, les piqûres sont plus denses.

c) Sur une section approximativement parallèle au plan des films d'albite, attaquée 3 secondes dans HF à 40 %, on observe un très curieux quadrillage rectangulaire, presque carré dont les côtés sont parallèles aux traces des deux clivages sur le plan des lamelles (pl. XIV et XV).

Attaques ioniques.

Sur la face (001), une attaque de 8 heures sous 8 KV, dans l'air raréfié, conduit aux aspects de la planche XVI et de la figure 1 de la planche XVII. Il est difficile de commenter ces figures, très tourmentées, où l'on observe cependant des stries parallèles assez régulières. Il se peut qu'un échauffement local intense ait provoqué ces curieuses boursouflures.

Sur la face (010), nous avons essayé une attaque plus douce, de 6 heures sous 4,7 KV, 2,5 mA ; la figure 2 de la planche XVII n'est pas une photographie prise au microscope électronique, les résultats étant déjà nettement visibles optiquement. Nous avons utilisé un microscope métallographique. On constate, d'une façon beaucoup moins parfaite, mais incontestable, l'apparition de piqûres d'attaque disposées comme dans le cas de l'attaque chimique. Ceci prouve que ces piqûres sont dues à une propriété de l'échantillon, et non à un artefact de méthode, car deux méthodes aussi différentes que l'attaque chimique par HF et l'attaque ionique donnent des résultats comparables.

Examen de surfaces brutes de clivage.

Nous avons examiné la face (010) car l'angle caractéristique entre les lamelles d'albite et la trace du clivage (001) permet un repérage facile. On observe deux phénomènes :

- des marches de clivage, à peu près rectilignes (pl. XVIII, fig. 1). Des subdivisions de ces marches ont lieu selon des alignements qui matérialisent la trace des films d'albite.
- des esquilles sur les lamelles d'albite (pl. XVIII, fig. 2) qui prouvent par leur forme géométrique, facilement comparable à la disposition des piqûres, l'existence d'une fragilité des films d'albite, répartie géométriquement dans le cristal, et traduite par les piqûres d'attaque.

II-4. CONCLUSION

De l'ensemble des observations précédentes, il ressort qu'il est difficile de relier l'aspect des micrographies électroniques à celui des lames minces ; les phénomènes observés sont d'un autre ordre. Il est cependant possible de les orienter parfois par rapport aux cristaux étudiés.

Mais il est en tout cas exclu d'expliquer les résultats obtenus par des considérations simples et habituelles et ceci fait apparaître une difficulté d'interprétation, et donc d'exploitation des clichés.

Pour surmonter cette difficulté, il est nécessaire de pouvoir donner un sens précis aux observations faites au microscope électronique. Il est donc absolument indispensable d'étudier chaque cas très en détail et avec beaucoup de soin, tout en évitant de s'attacher à des structures exclusivement locales et aléatoires, ne présentant aucun caractère de généralité ou de reproductibilité.

Après avoir étudié, dans une phase exploratoire, des échantillons de diverses provenances géologiques, nous avons commencé ce travail méthodique sur un échantillon unique, dont le choix a été déterminé par les considérations suivantes :

a) Il devait présenter de manière particulièrement nette et régulière, une structure apparaissant dans un grand nombre d'échantillons observés. C'est le cas de la distribution ordonnée des piqûres d'attaque le long de joints entre phases pour les micropertithes, donnant souvent une configuration en "barrages d'échelle".

b) Il fallait que ses caractères cristallographiques soient les plus simples possible. D'où le choix d'une orthose, monoclinique, de préférence à un microcline.

c) Il fallait enfin pouvoir disposer de monocristaux assez gros pour pouvoir relier commodément les faits observés aux éléments cristallographiques principaux.

Ces trois séries de conditions se sont trouvées réunies dans l'orthose C 43 W, en provenance de la Haute Vallée de l'Ardèche. Notre prochain chapitre est consacré à l'étude très détaillée de nos observations sur cet échantillon, et à quelques essais d'interprétation.

CHAPITRE III

ÉTUDE DÉTAILLÉE DE L'ORTHOSE MICROPERTHITIQUE C 43 W

Dans un premier paragraphe, nous exposerons la détermination minéralogique complète de l'échantillon. Le second paragraphe sera consacré à l'étude des exsolutions, le troisième ayant pour sujet l'étude des piqûres d'attaque. Les résultats ont fait l'objet d'une note (49).

III-1. DETERMINATION MINÉRALOGIQUE COMPLÈTE DE L'ÉCHANTILLON. NATURE DES DEUX PHASES : DETERMINATION DES ÉLÉMENTS GÉOMÉTRIQUES DE L'ÉPITAXIE ET MESURE DES PARAMÈTRES DE LEURS RESEAUX.

III-11) Etude optique.

La détermination optique sur lame mince ne peut être faite que pour le minéral le plus abondant, qui forme matrice. En effet, l'autre minéral est exprimé sous forme de lamelles planes d'exsolution, trop fines pour permettre une mesure optique quelconque.

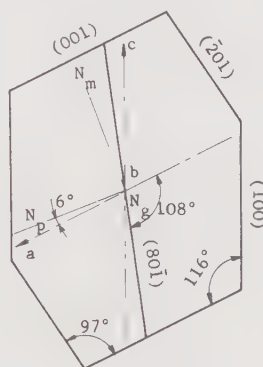


Fig. III-1

Les feldspaths sont monocliniques ou tricliniques. Or, l'axe n_g de l'ellipsoïde des indices est confondu en direction avec l'axe cristallographique $\vec{b}$, ce qui prouve que $\vec{b}$ est un élément de symétrie.

La matrice est donc un feldspath monoclinique, et $\vec{b}$ est un axe de symétrie binaire. Les résultats sont schématisés, fig. III-1. Le plan des axes optiques est perpendiculaire à (010). On mesure $\beta = 116^\circ$. et $2V = -56^\circ$.

III-12) Composition.

La détermination de la composition pose un double problème : en premier lieu, celui de la composition minéralogique globale de l'échantillon ; en second lieu, celui de la composition des deux phases en présence.

Le pourcentage pondéral des deux phases est peu différent de leur pourcentage volumique. Sa connaissance permet de déduire la composition minéralogique globale de l'échantillon à partir de la composition des phases, et réciproquement, à condition de faire l'hypothèse que la phase monoclinique ne contient pas d'anorthite et que la phase triclinique ne contient pas d'orthose.

III-121) Composition chimique globale du feldspath.

L'analyse chimique de huit prises d'essai, avec trois échantillons synthétiques de référence conduit aux pourcentages en oxydes suivants^(*) :

Oxydes :	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	Fe O	MgO	CaO	Na ₂ O	K ₂ O	TiO ₂	P. F.
%	65,20	18,70	traces	tr.	tr.	0,15	2,54	13,00	-	0,55

On considère que les oxydes alcalins sont présents exclusivement sous les formes :

- anorthite pour CaO, formule : $\text{Ca Al}_2 \text{Si}_2 \text{O}_8$;
- albite pour Na₂O, formule : $\text{Na Al Si}_3 \text{O}_8$;
- orthose pour K₂O, formule : $\text{K Al Si}_3 \text{O}_8$;

A partir de là, on calcule les pourcentages de ces trois minéraux et on trouve :

$$x_o = \text{or \%} = 76,75 \quad y_o = \text{ab \%} = 21,46 \quad z_o = \text{an \%} = 0,74$$

A titre de contrôle, on calcule, d'après ces résultats, les pourcentages en Al₂O₃ et SiO₂ théoriquement présents dans les fractions x_o, y_o, z_o. On trouve :

	<i>albite</i>	<i>orthose</i>	<i>anorthite</i>	<i>total calculé</i>	<i>total dosé</i>
SiO ₂	14,74	49,68	0,32	64,74	65,20
Al ₂ O ₃	4,18	14,07	0,27	18,52	18,70

Le poids total des éléments dosés est de 99,59% (perte au feu non comprise), alors que le poids total des trois minéraux calculés précédemment n'est que de 98,95%. Cette différence, de 0,6%, entre certainement à l'intérieur du domaine des incertitudes sur les résultats des dosages chimiques, et elle n'est pas significative.

Les résultats précédents peuvent se résumer dans un tableau :

	<i>orthose</i>	<i>albite</i>	<i>anorthite</i>
% pondéral	76,75	21,46	0,74
Masse molaire	278	262	278
% molaire	76,54	22,71	0,74

III-122) Composition des deux phases en présence.

L'analyse chimique séparée de chacune des deux phases est impraticable, car leur séparation est impossible. En effet, nous verrons plus loin que la phase plagioclase est présente sous forme de lamelles dont l'épaisseur moyenne est de 0,5 micron. Il faudrait donc broyer jusqu'à obtenir une poudre de granulométrie inférieure à 0,5 micron et séparer alors les deux phases. Cette séparation est aujourd'hui impossible. Nous avons donc utilisé des méthodes indirectes, toujours en nous basant sur l'hypothèse que la phase monoclinique ne contient pas d'anorthite et que la phase triclinique ne contient pas d'orthose.

III-1221) Composition de la phase monoclinique.

Elle a été déterminée aux rayons X par la méthode d'Orville (1963) (30) : on mesure la différence $\Delta (2\theta)$ entre les angles de Bragg de la raie (20 $\bar{1}$) du feldspath de la raie (101) du bromate de potassium. Cette différence dépend de la composition du feldspath. On trouve :

(*) Analyste : M. L. Blanchet, Centre de Recherches Pétrographiques et Géochimiques de Nancy.

$$u_o = \text{or } \% = 90$$

$$1 - u_o = \text{ab } \% = 10$$

III-1222) Composition de la phase triclinique.

Nous aurons besoin, par la suite, d'une connaissance précise des distances interréticulaires d_{010} des deux phases. La mesure conduit pour la phase triclinique, à :

$$d_{010}^{ab} = 12,768 \pm 0,003 \text{ \AA}$$

soit :

$$b^* = 0,07833 \pm 0,00003 \text{ \AA}^{-1}$$

Les travaux de Smith (1956) (31) permettent de conclure sans ambiguïté que l'on est en présence d'une forme de basse température, ce qui ne serait pas le cas pour des valeurs plus petites de b^* (Voir paragraphe III-154). On est alors en droit d'utiliser les courbes de Smith (31) montrant les variations des paramètres réciproques des plagioclases de basse température, en fonction de la composition, pour évaluer cette dernière. On trouve $v_o = \text{an } \% = 5$ à 10.

III-123) Proportion volumique des deux phases. Comparaison des résultats de la chimie et des déterminations physiques.

Le pourcentage en volume des deux phases a été déterminé par le rapport de la surface de chaque phase à la surface totale, mesuré sur des micrographies électroniques. Ces micrographies sont des répliques d'une section à peu près perpendiculaire au plan des lamelles de la phase triclinique. On trouve :

$$\text{phase monoclinique } p = 80,5 \%$$

$$\text{phase triclinique } q = 19,5 \%$$

Comparaison des résultats chimiques et physiques. Nous prenons pour base les résultats chimiques :

$$x_o = 76,75, \quad y_o = 21,46 \quad \text{et} \quad z_o = 0,74$$

Soit $u_1 = \text{or } \%$ dans la phase monoclinique et $v_1 = \text{an } \%$ dans la phase triclinique, nous avons les relations suivantes :

$$u_1 = \frac{x_o}{p} = \frac{76,75}{80,5} = 95,4 \%$$

$$v_1 = \frac{z_o}{q} = \frac{0,74}{19,5} = 3,8 \%$$

Ces valeurs s'écartent notablement des valeurs u_o et v_o mesurées physiquement.

III-124) Origine probable des écarts entre les résultats ci-dessus.

Tout d'abord notons que ces écarts sont très supérieurs à l'erreur que l'on commet en confondant les pourcentages volumiques, pondéraux ou molaires. Les résultats de la chimie, contrôlés avec soin par l'analyse d'échantillons synthétiques de compositions connues, doivent être considérés comme corrects, au moins en première approximation.

D'autre part, la méthode d'Orville ne semble pas critiquable dans le domaine de composition qui est le nôtre. Par contre, l'erreur introduite par l'intermédiaire de la mesure des pourcentages volumiques des phases est la plus importante du point de vue de la théorie des erreurs. De plus, l'échantillonnage est mauvais car le domaine exploré par le microscope électronique est extrêmement petit, et il semble difficile d'en améliorer la valeur sans mettre en oeuvre des moyens photographiques prohibitifs.

Une erreur de quelques pour cent suffit à expliquer les écarts constatés, et un pourcentage volumique $p_1 = 85 \%$ et $q_1 = 15 \%$ les ramène à une valeur inférieure aux erreurs de mesure. En effet, partant des valeurs x_o , y_o et z_o précédentes, on trouve :

$$u_2 = \frac{x_2}{p_1} = \frac{76,75}{85} = 90 \%$$

$$v_2 = \frac{z_0}{q_1} = \frac{0,74}{15} = 5 \%$$

Nous donnerons donc les résultats suivants qui sont concordants, qu'ils soient obtenus par la chimie ou par des méthodes physiques.

Composition minéralogique globale en mûles :

or % = 76,54

ab % = 22,71

an % = 0,74

Pourcentage volumique :

phase monoclinique, environ 85 %

phase triclinique, environ 15 %

Composition des phases :

- phase monoclinique $\left\{ \begin{array}{l} \text{or \%} = 90 \\ \text{ab \%} = 10 \end{array} \right.$

- phase triclinique $\left\{ \begin{array}{l} \text{ab \%} = 95 \\ \text{an \%} = 5 \end{array} \right.$

Remarque I -

Les résultats du paragraphe III-12 permettent de calculer à l'aide du thermomètre géologique proposé par Barth (1956) (32), la température de formation de l'exsolution. Ce thermomètre, récemment critiqué, garde toute sa valeur dans le domaine qui est le nôtre.

Soit k_T le rapport des fractions molaires d'albite présentes dans le feldspath alcalin, et dans le plagioclase.

$k_T = 0,105$, ce qui correspond à une température d'exsolution de 375°C.

Remarque II -

L'angle $2V$ a pour valeur $2V = -56^\circ$, et le plan des axes optiques est perpendiculaire à (010). On peut avoir une idée de la composition globale du feldspath en se reportant aux courbes représentant les variations de $2V$ en fonction de or %, tracées par Tuttle (1952) (33).

On trouve une valeur voisine de or = 70 %, ab + an = 30 %, ce qui confirme les résultats ci-dessus, en ce qui concerne leur ordre de grandeur.

De plus, le fait que le plan des axes optiques soit perpendiculaire à (010) indique que l'on a affaire soit à des formes d'assez basse température, soit à une association formée à température plus élevée, mais refroidie très lentement.

III-13) Orientation macroscopique mutuelle des deux phases.

Nous l'avons déduite de deux séries de mesures d'angles sur lame mince :

- sur le plan (010) défini par le clivage $\left\{ \begin{array}{l} \text{angle de la trace des lamelles} \\ (hkl) \text{ avec la trace du clivage} \\ (001) \text{ soit } \varphi = [100], [l0\bar{h}] = 108^\circ \end{array} \right.$
- sur le plan (001) défini par le clivage $\left\{ \begin{array}{l} \text{angle de la trace des lamelles} \\ (hkl) \text{ avec la trace du clivage} \\ (010) \text{ soit } \psi = [100], [k\bar{h}0] = 90^\circ \end{array} \right.$

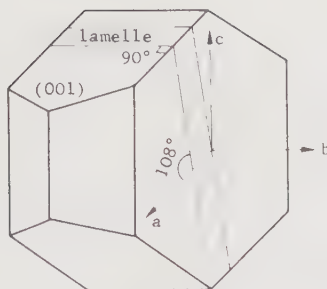


Fig. III-2

En prenant pour β et pour le rapport c/a des valeurs trouvées dans la littérature, on trouve $k = 0$ et $h/l = 8$.

Les lamelles d'albite sont donc grossièrement parallèles à la direction des plans $(80\bar{1})$ de l'orthose (Fig. III-2).

III-14) Orientation réticulaire mutuelle des deux réseaux. Eléments d'épitaxie.

Nous avons utilisé un cliché de cristal tournant autour de la rangée $[100]$ (pl. XIX) suivi d'un rétigramme autour de la même rangée $[100]$ (pl. XX).

Cette rangée $[100]$ a été repérée comme étant l'arête commune aux deux plans de clivage (001) et (010) de l'échantillon.

III-141) Cliché de cristal tournant ($\text{Cu K}\alpha$, $\text{K}\beta$, pose 2h).

L'examen attentif de ce cliché montre que le réglage est réalisé simultanément pour les deux phases, aucune différence n'étant décelable. La rangée de rotation, $[100]$ est donc commune aux réseaux des deux phases.

III-142) Rétigramme ($\text{Cu K}\alpha$, pose 10h).

Le résultat précédent nous a conduit à faire le rétigramme de la strate $(0kl)$. Les plans réciproques (b^*, c^*) des deux phases apparaissent alors sur le même cliché, permettant ainsi de connaître facilement leurs orientations mutuelles.

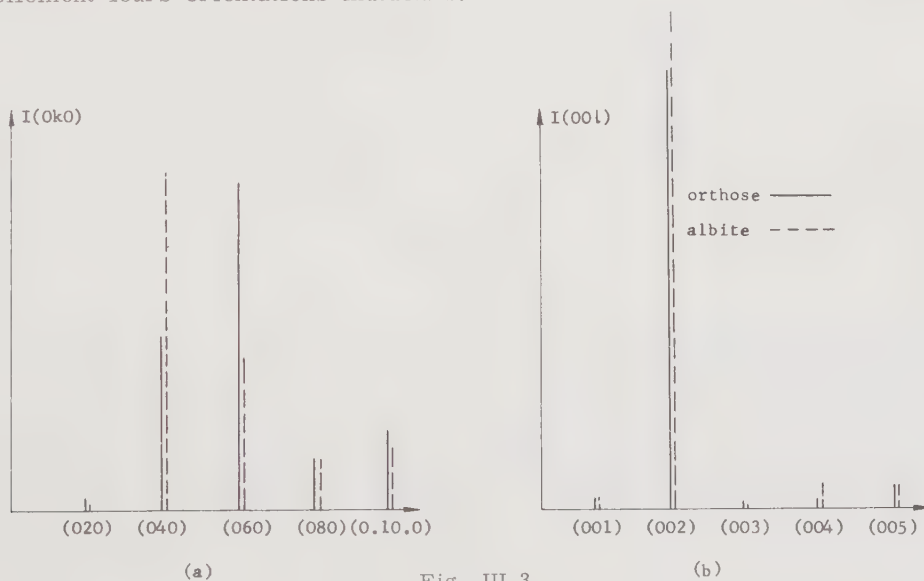


Fig. III-3

III-1421) Distinction entre les rangées b^* et c^* .

La symétrie pseudoquadratique des feldspaths, et les extinctions $(0, 2k + 1, 0)$ conduisent à un réseau de taches presque exactement carré. Mais on peut distinguer b^* de c^* en remarquant que l'intensité des taches $(0, 2k, 0)$ est différente de celle des taches $(00l)$. Les figures III-3a et III-3b montrent ces intensités, déduites des facteurs de structure calculées par Fergusson, Traill, Taylor (34) et Jones, Taylor (35).

On constate que la rangée b^* contient deux taches intenses (040) et (060), alors que la rangée c^* n'en contient qu'une (002). La distinction est alors facile.

III-1422) *Éléments d'épitaxie.*

Les rangées b^* des deux réseaux sont confondues en direction : aucun écart n'est décelable. Les plans directs (010) de la matrice et de l'exsolution sont par conséquent parallèles. Les deux phases sont donc en épitaxie, leurs réseaux étant orientés de telle sorte que :

- les plans (010) soient communs.
- dans ces plans, les rangées [100] soient communes.

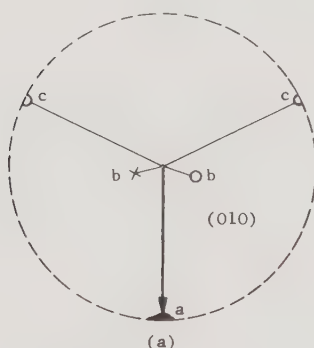
III-1423) *Orientations équivalentes de l'albite.*

Le rétigramme montre que l'exsolution prend deux orientations équivalentes par rapport à la matrice ; on voit en effet deux rangées c^* pour l'albite, symétriques par rapport à la rangée c^* de l'orthose et faisant avec elle un angle de $3^\circ 30' \pm 11'$ (Voir appendice II - paragraphe 4 page 64). Cherchons, en dessinant un stéréogramme, (Fig. III-4 a et b) quelles sont les deux orientations possibles de l'albite, et quel est l'élément de symétrie permettant de passer de l'une à l'autre, la condition étant que les éléments de l'épitaxie définie plus haut soient conservés.

On peut conserver a et (010) communs par :

- une opération binaire autour de a , ou bien
- une symétrie par rapport à (010)

Opération binaire autour de a



Symétrie par rapport à (010)

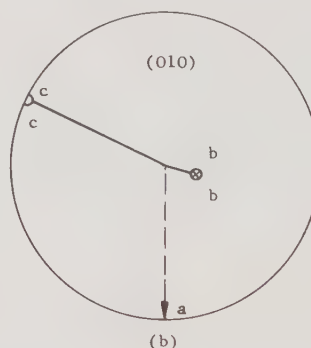


Fig. III-4

La première solution ne conserve pas c et le plan (010) de l'albite ainsi placé ne peut pas pousser en épitaxie sur l'orthose.

Seule la seconde est donc possible et l'on remarque alors que les différents éléments d'albite, placés dans les deux positions équivalentes par rapport à l'orthose, sont entre eux en position de macle suivant la loi de l'albite. Ceci ne signifie pas qu'il existe effectivement des mâcles suivant cette loi, mais simplement qu'on ne sait pas distinguer entre les deux possibilités schématisées (Fig. III-5 a et b) - Voir à ce sujet Chao et Taylor (15) - Les plans (001) de l'albite sont symétriques par rapport au plan commun (010). Ceci se traduit dans le plan du rétigramme par la symétrie des taches situées sur les axes c^* de l'albite par rapport aux deux axes rectangulaires b^* et c^* de l'orthose.

A titre de vérification, nous avons calculé l'angle des axes c_{orth}^* c_{alb}^* à partir des valeurs des paramètres angulaires déterminées au paragraphe III-154. On trouve $3^\circ 35'$ ce qui est en excellent accord avec la valeur $3^\circ 30' \pm 11'$ mesurée sur le rétigramme.

III-15) Mesure des paramètres des réseaux.

III-151) Introduction.

Dans la suite de ce travail, nous aurons besoin de la connaissance précise de la différence des distances interréticulaires :

$$\epsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$$

Cette mesure sera décrite ultérieurement (Paragraphe III-153 page 27 et IV-7 page 50). Simultanément, il a été possible de mesurer avec précision la distance interréticulaire d_{010}^{orth} , par une méthode qui est exposée ci-dessous (Paragraphe III-152 page 25). On en déduit alors immédiatement d_{010}^{alb} par différence.

- Nous verrons au paragraphe III-154 page 29, comment on peut, en s'appuyant sur les travaux de Smith (31), utiliser cette mesure de d_{010}^{alb} pour estimer, avec une précision inconnue, mais certainement meilleure que celle obtenue avec le cliché de cristal tournant et le rétigramme, les paramètres directs de la phase plagioclase.

- Quant à la phase orthose, le seul paramètre mesuré avec précision est b_{orth} (Paragraphe III-152 page 25). Nous n'avons pas besoin des autres. L'angle β a été mesuré optiquement : $\beta = 116^\circ 0 \pm 0^\circ 1$. Le paramètre a se déduit du cliché de cristal tournant. Le paramètre c se déduit de la mesure de d_{001}^{orth} sur le rétigramme par l'intermédiaire de $c = \frac{d_{001}^{orth}}{\sin \beta}$. On trouvera à l'appendice II les mesures et les calculs qui ont conduit aux résultats suivants :

$$a_{orth} = 8,56 \pm 0,10 \text{ \AA} \quad c_{orth} = 7,2 \pm 0,4 \text{ \AA} \quad \beta_{orth} = 116^\circ 0 \pm 0^\circ 1$$

$$\frac{\Delta a}{a} \leq 1,2 \% \quad \frac{\Delta c}{c} \leq 6 \% \quad \Delta \beta \leq 0^\circ 1$$

Nota : La mauvaise précision sur c provient de l'imprécision de la mesure optique de β .

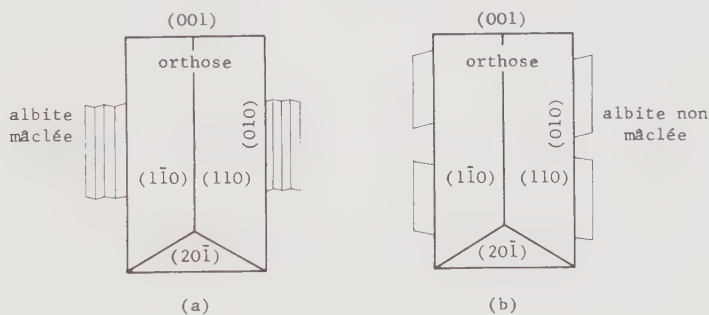


Fig. III-5

III-152) Mesure précise de d_{010}^{orth} .

La méthode des poudres est inutilisable, car il est impossible de séparer une poudre d'orthose et une poudre d'albite qui, si on les veut à peu près pures, doivent avoir une granulométrie inférieure à 0,5 microns ; d'ailleurs cette granulométrie est trop fine pour obtenir de bons diagrammes. De plus, dans ces conditions, la résolution d'un diffractomètre à compteur est insuffisante pour séparer un certain nombre de raies importantes des deux minéraux, de sorte que les enregistrements sont inexploitable pour notre problème. Nous avons donc utilisé la diffraction des rayons X par un monocristal, monté sur un tel diffractomètre. Le rayonnement utilisé est $\text{Co K}\alpha_1$, isolé par un monochromateur ; sa longueur d'onde est $\lambda = 1,78892 \text{ \AA}$.

III-1521) Principe.

On enregistre successivement les raies ($0k0$) de l'orthose en exposant au rayonnement la face (010) obtenue par clivage ; on calcule les d_{0k0} correspondants.

Appelons θ_k l'angle de Bragg pour chacune des familles ($0k0$). Des erreurs expérimentales dont les plus importantes sont analysées par Guinier (48), provoquent une dispersion des valeurs de θ_k pour k donné. Mais ces erreurs sont des fonctions de θ_k de la forme $\cos \theta_k$, $\sin 2\theta_k$ et $\cot \theta_k$, qui tendent vers zéro quand θ_k approche de 90° ; donc, quand l'ordre k de la réflexion augmente, la dispersion des valeurs de θ_k diminue.

Par suite, si on porte $k d_{0k0}$ en fonction de θ_k on obtient une courbe qui approche d'une droite horizontale pour les grandes valeurs de θ_k . (Fig. III-6).

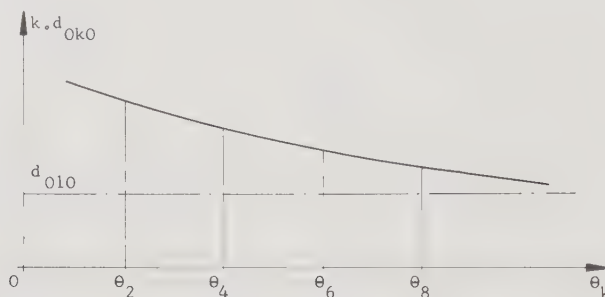


Fig. III-6

Afin de ne pas analyser toutes les erreurs possibles et les corriger, ce qui serait illusoire, on préfère tracer un faisceau de courbes suffisamment abondant pour pouvoir trouver graphiquement ou statistiquement la vraie valeur de d_{010} . Soit φ l'azimut de l'axe a dans la face exposée (010), avec l'axe du goniomètre ; on fait quatre enregistrements pour $\varphi = 0, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ$, sur trois préparations, soient en tout 12 séries de mesures.

III-1522) Technique opératoire.

La préparation est réglée pour que la face (010) soit en position de réflexion.

Pour cela, on se réfère au maximum d'intensité de la raie (060) dont l'intensité intrinsèque est très élevée, ce qui facilite le réglage.

De plus, cette raie n'est pas perturbée s'il se trouve à côté du monocristal, un individu aberrant dont les plans (001) seraient fortuitement réglés en même temps que les plans (010) du monocristal ; en effet, la raie (003) de cet individu, qui viendrait se superposer à la raie étudiée (060), à cause de la symétrie pseudo-quadratique des feldspaths, n'a qu'une faible intensité intrinsèque, devant celle de la raie (060). Cette assurance ne serait pas donnée par la raie (040), car alors, la raie parasite est très intense.

Chaque raie est enregistrée un nombre de fois d'autant plus grand que son profil est moins régulier, de façon à garder une bonne précision dans les pointés.

III-1523) Exploitation des enregistrements.

Pour chaque série, on calcule la moyenne de la position θ_{0k0} de chaque raie. Cette moyenne est corrigée de l'erreur d'absorption, de la façon suivante :

L'erreur par défaut sur la mesure de θ_{0k0} est donnée par la relation :

$$\Delta\theta = \sin(2\theta) \frac{1}{4\mu\rho R}$$

μ désignant le coefficient massique d'absorption

ρ la densité

R le rayon du goniomètre

Il nous faut calculer le coefficient μ

$$\mu_{\text{perthite}} = 0,8 \cdot \mu_{\text{orthose}} + 0,2 \cdot \mu_{\text{albite}}$$

L'orthose a la formule $K \text{ Al Si}_3 \text{ O}_8$

L'albite la formule $Na \text{ Al Si}_3 \text{ O}_8$

$$\mu = \frac{\sum (A_i \cdot n_i \cdot \mu_i)}{\sum (A_i \cdot n_i)}$$

(A = masse atomique

(n = nombre d'atomes dans la molécule

(μ = coefficient d'absorption

La raie utilisée étant la raie Co K α_1 , on trouve :

$$\begin{aligned} \mu_{orthose} &= 75,4 \\ \mu_{albite} &= 51,6 \end{aligned} \quad \text{d'où} \quad \mu_{perthite} = 70,7$$

La mesure de $\rho_{perthite}$ conduit à $\rho = 2,56$ d'où :

$$\Delta\theta = \sin 2\theta \times 5,5 \cdot 10^{-5}$$

La courbe de la figure III-7 représente $\Delta\theta$ variant en fonction de θ .

On en déduit, pour chaque raie, la correction à faire. Il faut évidemment ajouter $\Delta\theta$ à la valeur de θ .

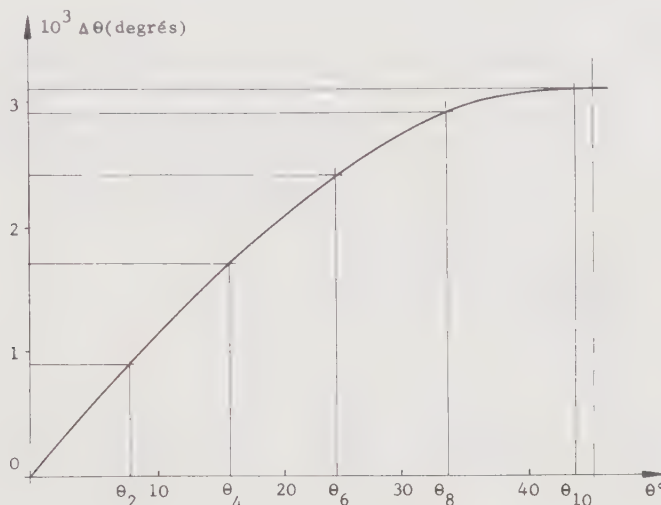


Fig. III-7

Ces corrections faites, on porte sur un même graphique les courbes représentant les variations de $k \cdot d_{0k0}$ en fonction de θ_k . On relève graphiquement les valeurs de $k \cdot d_{0k0}$ pour les angles 20°, 30°, 40°, 50°, 60° (Fig. III-8).

Pour chacun de ces angles, on calcule la valeur moyenne d_{010}^{orth} , et la marge d'incertitude autour de cette valeur. Ces résultats, exprimés sous forme graphique (Fig. III-9) permettent d'extrapoler graphiquement la valeur de d_{010}^{orth} et la marge d'erreur. Les calculs sont détaillés à l'appendice II. On trouve :

$$d_{010}^{orth} = 12,973 \pm 0,002 \text{ \AA} \quad \text{soit une précision} \quad \frac{\Delta d}{d} \leq 1,6 \cdot 10^{-4}.$$

donc :

$$d_{010}^{orth} = b_{orth} = 12,973 \pm 0,002 \text{ \AA}. \quad \frac{\Delta b}{b} \leq 1,6 \cdot 10^{-4}.$$

III-153) Mesure de $\varepsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$ et calcul de d_{010}^{alb} .

Connaissant avec précision d_{010}^{orth} , on pourrait songer à mesurer de la même manière d_{010}^{alb} , et à en déduire ε . Cette mesure est plus difficile à faire avec précision, car les réflexions (0k0) pour l'albite n'ont pas une bonne intensité, à cause de deux phénomènes : l'albite ne représente, tout d'abord, que 20 % du cristal. D'autre part, nous verrons ultérieurement (Chapitre IV) que les plans (010) de l'albite sont assez déformés ; l'intensité intégrale des réflexions (0k0) est donc étalée sur un domaine angulaire assez grand, lorsque l'on fait tourner la préparation autour de l'axe du goniomètre, le compteur étant calé.

C'est pourquoi nous avons préféré mesurer ε directement. Cette mesure se fait en même temps que l'étude de la déformation des plans réticulaires (010), qui forme l'objet du chapitre IV. La méthode est exposée à ce chapitre (Paragraphe 7 page 50). Nous ne la décrivons donc pas ici. Les mesures et les calculs sont donnés à l'appendice II.

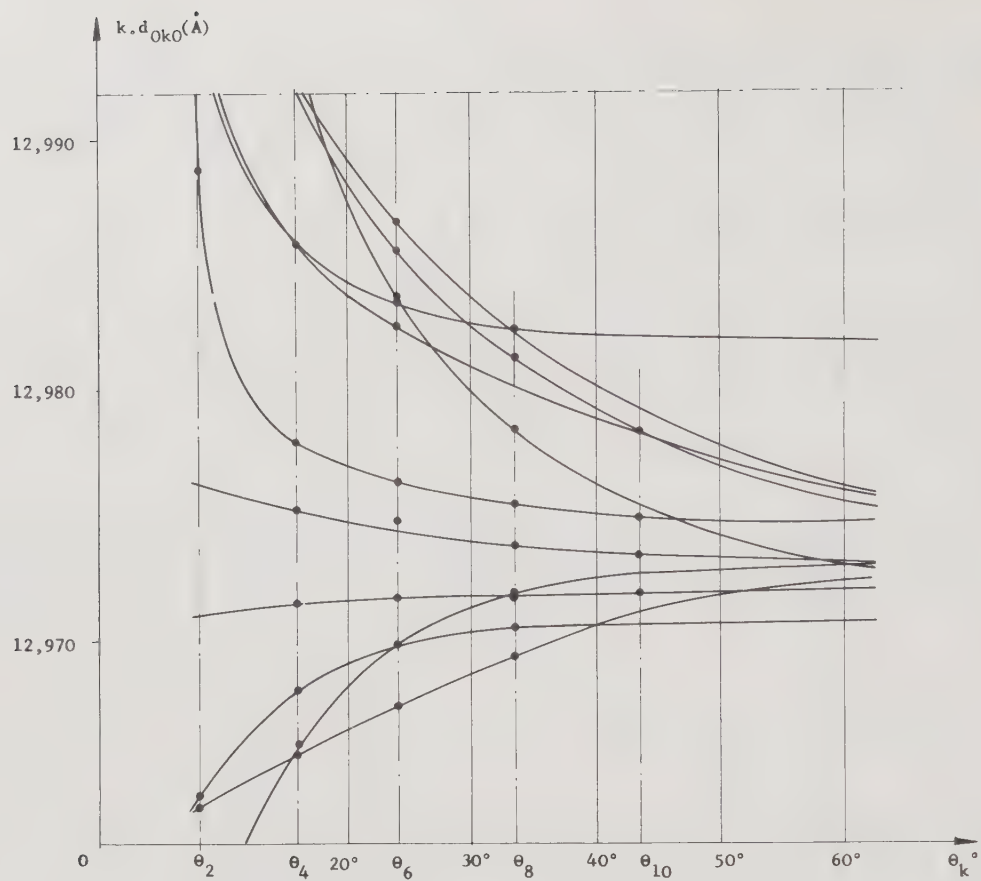


Fig. III-8

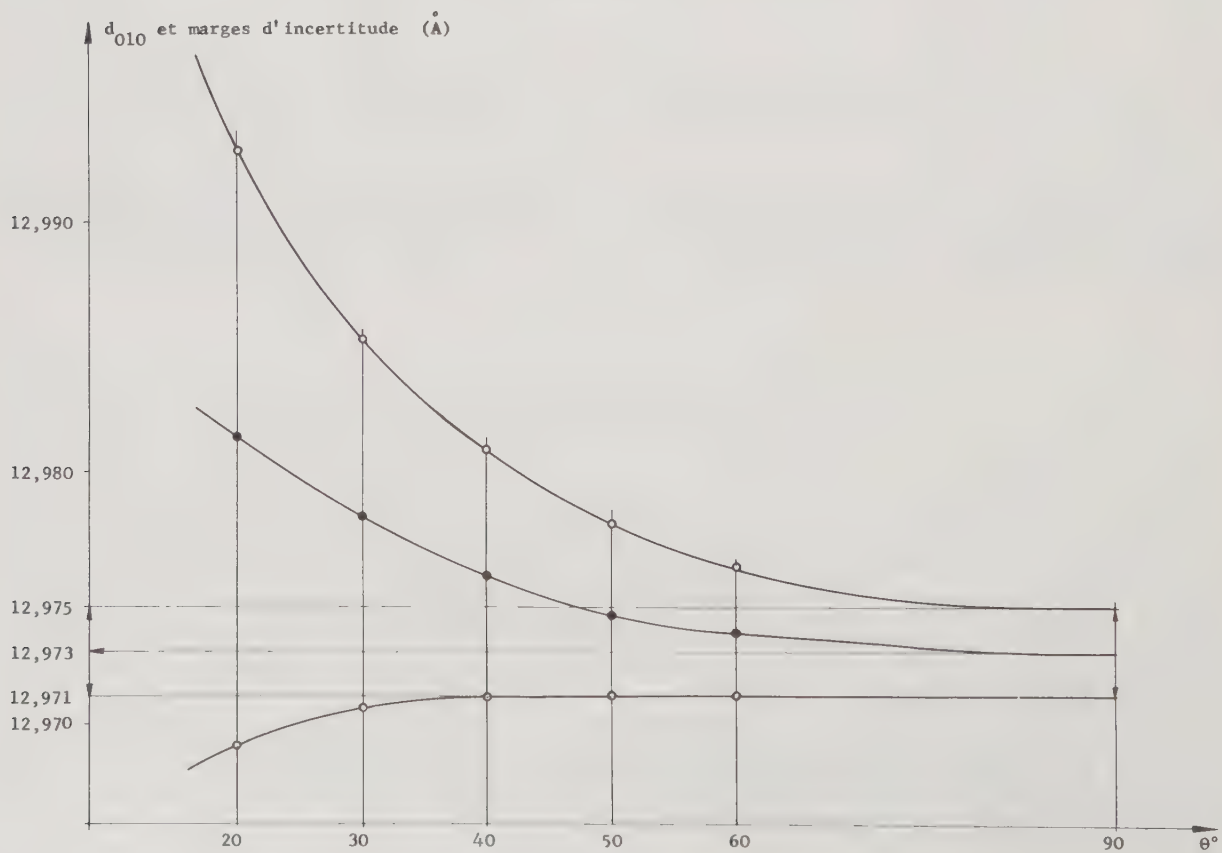


Fig. III-9

On trouve :

$$\varepsilon = 0,2048 \pm 0,0006 \text{ \AA} \quad \text{soit une précision} \quad \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon} \leq 3.10^{-3}$$

on en déduit alors immédiatement :

$$d_{010}^{alb} = d_{010}^{orth} - \varepsilon = 12,768 \pm 0,0003 \text{ \AA} \quad \text{soit une précision} \quad \frac{\Delta d}{d} \leq 2.10^{-4}$$

III-154) Mesure des paramètres de la phase albite, à partir des résultats précédents, et des résultats obtenus par Smith (1956) (31).

Smith a étudié la variation des paramètres des plagioclases en fonction de leur teneur en anorthite, et de leur état thermique. Il a montré que ces paramètres varient peu pour les formes de haute température, et beaucoup plus les formes de basse température. De plus, en soumettant les plagioclases de basse température à l'action prolongée de la chaleur, leurs paramètres tendent vers ceux des formes de haute température. Il conclut que l'on ne peut utiliser les courbes qu'il a tracées pour les plagioclases de basse température dans le but de déterminer leur composition qu'à la condition de connaître leur état thermique. En effet, un plagioclase d'assez basse température peut avoir mêmes paramètres qu'un plagioclase plus calcique et "plus chaud".

Dans notre cas particulier, la mesure précise de d_{010}^{alb} , donc de $b_{alb}^* = \frac{1}{d_{010}^{alb}}$ montre que cette ambiguïté n'existe pas, la valeur de b_{alb}^* étant suffisamment élevée pour qu'aucun plagioclase de haute ou moyenne température puisse avoir un tel b^* . Il est donc alors possible de déduire la composition de notre phase triclinique (Paragraphe III-1222 page) qui est comprise entre an % = 5 et an % = 10, et pour laquelle nous avons adopté la valeur an % = 5.

Les courbes obtenues par Smith pour les plagioclases de basse température sont reproduites (Fig. III-10 et III-11). Elles permettent de mesurer les paramètres de la phase albite. La précision trouvée ne tient pas compte de l'incertitude sur les courbes de Smith, mais seulement de l'incertitude sur la composition : c'est une précision graphique (ou instrumentale), nous ne la donnerons donc pas, car elle est sans valeur, prise isolément.

De an % $\in$ (5, 10), on déduit, à partir des courbes de la figure III-11 :

$$\begin{aligned} a_{alb} &= 8,147 \text{ \AA} & \alpha_{alb} &= 94,17 \text{ degrés} \\ b_{alb} &= 12,800 \text{ \AA} & \beta_{alb} &= 116,56 \text{ degrés} \\ c_{alb} &= 7,155 \text{ \AA} & \gamma_{alb} &= 88,0 \text{ degrés} \end{aligned}$$

Une vérification de ces résultats a été obtenue de la façon suivante : choisissant pour les angles α, β, γ , les valeurs ci-dessus, avec une décimale seulement, on a calculé b_{alb} à partir de d_{010}^{alb} , et on a trouvé 12,800 \AA.

III-155) Tableau récapitulatif des résultats.

ORTHOSE

$$\begin{aligned} a_{orth} &= 8,56 \pm 0,11 \text{ \AA} & \frac{\Delta a}{a} &\leq 1,3.10^{-2} & \alpha_{orth} &= 90^\circ \\ b_{orth} &= 12,973 \pm 0,002 \text{ \AA} & \frac{\Delta b}{b} &\leq 1,6.10^{-4} & \beta_{orth} &= 116^\circ 0 \pm 0,1 \\ c_{orth} &= 7,2 \pm 0,4 \text{ \AA} & \frac{\Delta c}{c} &\leq 6.10^{-2} & \gamma_{orth} &= 90^\circ \\ d_{001}^{orth} &= 6,47 \pm 0,05 \text{ \AA} & \frac{\Delta d_{001}^{orth}}{d_{001}^{orth}} &\leq 0,7.10^{-2} & & \end{aligned}$$

Fig. III-11

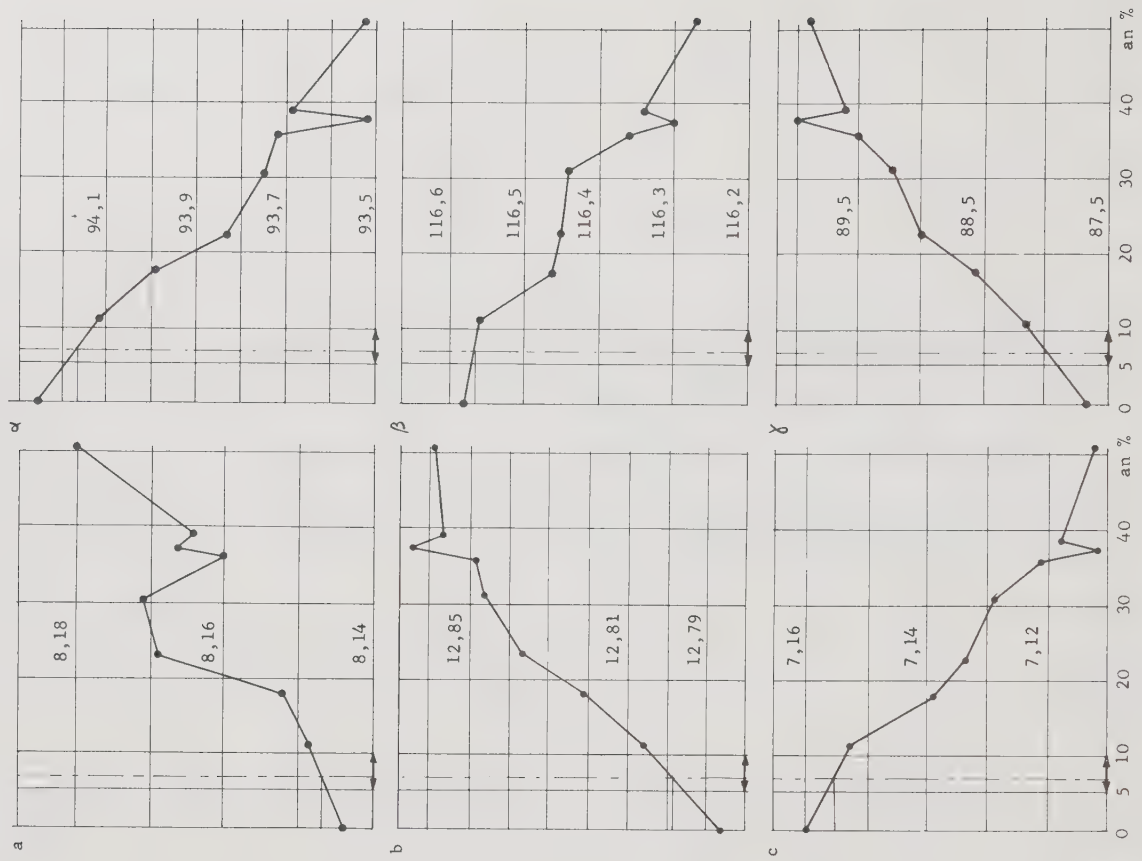
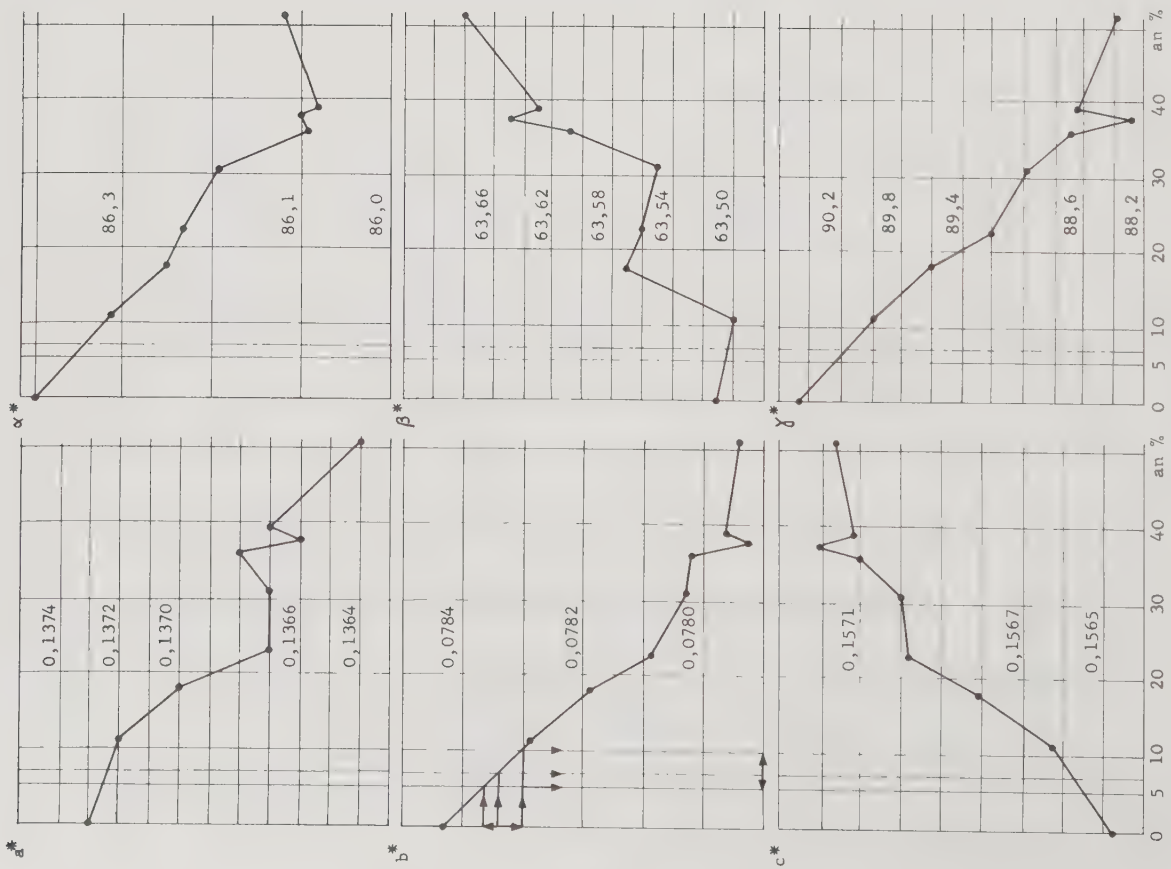


Fig. III-10



ALBITE

$$\begin{aligned}
 a_{alb} &= 8,14 (7) \text{ \AA} & \alpha_{alb} &= 94^\circ 1 (7) \\
 b_{alb} &= 12,80 (0) \text{ \AA} & \beta_{alb} &= 116^\circ 5 (6) \\
 c_{alb} &= 7,15 (5) \text{ \AA} & \gamma_{alb} &= 88^\circ (0) \\
 d_{010}^{alb} &= 12,768 \pm 0,003 \text{ \AA} & \frac{\Delta d_{010}^{alb}}{d_{010}^{alb}} &\leq 2 \cdot 10^{-4}
 \end{aligned}$$

III-16) Conclusion.

Nous disposons maintenant d'un matériau minéralogiquement et cristallographiquement bien défini. C'est un feldspath micropertithique formé d'orthose, d'albite, et d'anorthite, réparties entre deux phases :

- l'une monoclinique, sodipotassique, formant matrice, contenant environ or % = 90 et ab % = 10. Nous l'appellerons orthose.

- l'autre calcosodique, contenant à peu près ab % = 95, an % = 5 exprimée en fines lamelles, parallèles en gros à la direction $(80\bar{1})$ de la phase monoclinique. Nous l'appellerons albite.

- l'albite est en épitaxie sur l'orthose, et peut prendre deux positions symétriques par rapport au plan (010) de l'orthose. L'épitaxie est définie par $\{(010), [100]\}$.

- les paramètres des deux phases ont été mesurés : ceux du plagioclase l'ont été indirectement par extrapolation d'après sa composition, à l'aide des courbes de Smith.

III-2. ETUDE DES EXSOLUTIONS D'ALBITE

III-21) Description à l'échelle du microscope ordinaire.

Sous le microscope, une lame mince de l'échantillon apparaît striée de lignes très fines, parfaitement droites et parallèles. On peut mesurer, sur des lames minces orientées cristallographiquement suivant les clivages (010) et (001) de l'échantillon, l'angle de ces stries avec la trace du clivage perpendiculaire à la lame mince. On en déduit l'orientation du plan des lamelles par rapport à la matrice (Voir paragraphe III-13 page 22) elle est voisine de $(80\bar{1})$.

La finesse de ces stries interdit tout autre investigation optique sur leur nature et leur orientation cristallographique. Nous avons vu, au cours du paragraphe III-1 page 19, les méthodes employées pour les étudier.

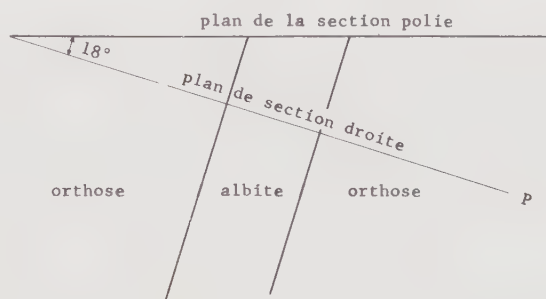


Fig. III-12

III-22) Description à l'échelle du microscope électronique.

III-221) Epaisseur.

A partir de nombreux clichés suivant (001), nous avons étudié la distribution de l'épaisseur des lamelles. L'épaisseur mesurée doit être corrigée d'un facteur $\cos 18^\circ = 0,95$ car le plan du cliché n'est pas exactement perpendiculaire au plan des lamelles (Fig. III-12). La fréquence relative des lamelles d'épaisseur donnée est égale au rapport de la longueur totale l de ces lamelles à la longueur l_t de toutes les lamelles.

La figure III-13 montre l'histogramme de cette répartition. La distribution est ajustable à une loi lognormale avec une bonne précision, ce qui n'est pas surprenant puisque l'épaisseur ne peut prendre de valeur négative. L'épaisseur moyenne est de $0,5 \mu$.

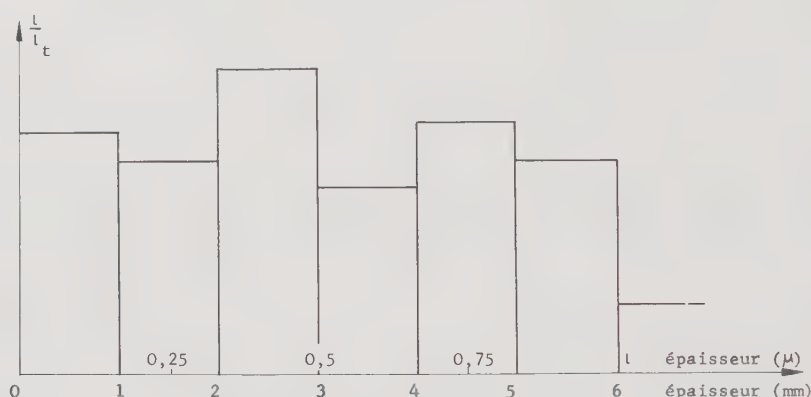


Fig. III-13

III-222) Proportion volumique.

Nous avons vu au paragraphe III-124 page 21, que ce pourcentage volumique est voisin de 15 %.

III-223) Forme.

Les micrographies électroniques montrent des films très fins, se terminant généralement en "lame de couteau". La morphologie de ces exsolutions les fait classer d'après Andersen (20) parmi les perthites en films. Leur taille, d'autre part, les range parmi les micropertthites.

III-23) Facteurs ayant joué un rôle prépondérant pour l'orientation et la forme des lamelles.

La formation des lamelles d'albite étant un phénomène d'exsolution, il faut admettre une migration des ions sodium, faisant intervenir les phénomènes de diffusion, et la possibilités pour l'albite de se concentrer en des zones où il n'y a plus de potassium ; cela implique l'existence de contraintes inhomogènes, les ions potassium migrant vers les régions sous tension, et les ions sodium vers les régions comprimées ; en effet, les ions potassium sont plus gros que les ions sodium.

III-231) Diffusion dans les feldspaths.

Rosenqvist (36) a montré, par des mesures de diffusion du plomb et du radium, que l'anisotropie des coefficients de diffusion est grande, et qu'elle croît avec la température. Il a montré que l'ellipsoïde des coefficients est grossièrement de révolution autour d'un axe à peu près normal aux plans $(80\bar{1})$. Mais il n'a pas déterminé exactement l'orientation de cet ellipsoïde, car il n'a fait des mesures que dans trois directions perpendiculaires : $[100]$, $[010]^*$, $[001]^*$ (l'astérisque désignant des rangées réciproques), ce qui ne suffit pas, le système cristallin étant triclinique.

Cependant, ses mesures permettent d'affirmer que le coefficient de diffusion D , est voisin de sa valeur maxima dans la direction perpendiculaire à $(80\bar{1})$.

III-232) Contraction thermique.

Andersen a discuté de la possibilité de la formation de cracks dans les feldspaths, au cours de leur refroidissement.

Les mesures de Kozu *et alii* (37), (38), ne permettent pas d'orienter la quadrique des dilatations thermiques, pour les mêmes raisons que celles de Rosenqvist. Mais on peut aussi affirmer que la dilatation a sa plus grande valeur dans une direction voisine de la normale à $(80\bar{1})$, et que la quadrique est grossièrement de révolution. L'apparition d'un gradient de contraintes au cours du refroidissement n'est possible que si ce refroidissement est inhomogène, ce qui est peu vraisemblable à l'échelle du cristal ; il semble alors difficile de se prononcer sur l'orientation et la répartition des contraintes dans le cristal ; cependant l'extrême anisotropie de la dilatation peut avoir un rôle déterminant dans cette distribution, quoique l'orientation de l'ellipsoïde change avec la température, dans les plagioclases (dont le réseau est triclinique) (42).

III-233) Energie élastique de déformation engendrée par la formation d'un précipité dans une matrice.

Nabarro (39) a montré qu'un précipité de volume molaire différent de celui de la matrice engendre une énergie de déformation élastique indépendante de la forme du précipité, mais dépendant de la forme de la cavité où se produit le précipité.

- Si le précipité a rompu sa cohérence réticulaire avec la matrice, l'énergie de déformation de la cavité tend vers zéro quand celle-ci prend la forme d'un disque très aplati. Si la cavité est sphérique, l'énergie de déformation est maxima. Si la cavité est une aiguille très allongée, l'énergie de déformation est les trois quarts de ce qu'elle est dans le cas de la sphère. Si on assimile la cavité à un ellipsoïde de révolution autour d'un axe c , on peut représenter les variations de l'énergie élastique en fonction du rapport c/a qui caractérise la forme de la cavité (Fig. III-14).

- Si le précipité n'a pas rompu sa cohérence réticulaire avec la matrice, l'énergie de déformation de la cavité n'est plus nulle pour un disque très aplati, mais elle est cependant minima pour cette forme.

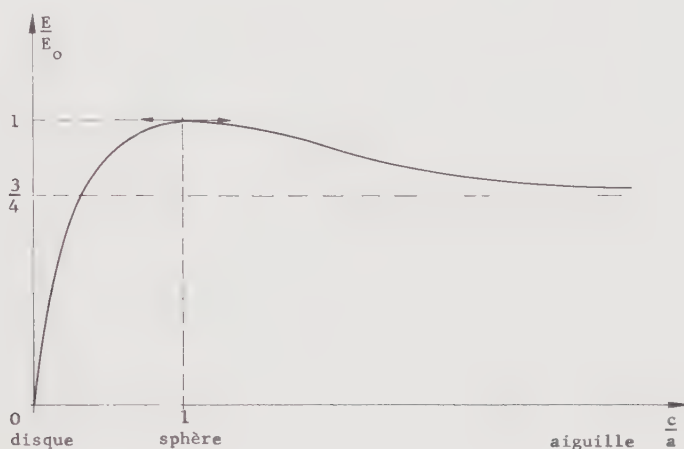


Fig. III-14

III-234) Conclusion

Nous avons vu que les éléments de l'épitaxie sont : le plan (010) et la rangée [100]. L'existence de cette épitaxie laisse penser que l'albite n'a pas rompu sa cohérence avec l'orthose.

L'anisotropie de la diffusion agit dans le même sens que les contraintes élastiques créées par un germe d'albite, et ces deux facteurs peuvent contribuer à faire croître ce germe sous la forme d'une lamelle plane et fine, orientée à peu près suivant (80 $\bar{1}$). Ceci est qualitatif. Pour en faire une étude plus détaillée, il serait nécessaire d'analyser le mécanisme de la démixtion, et de connaître la contribution de toutes les variables qui interviennent dans ce phénomène très complexe. Ce n'est pas encore le cas, et cette étude sortirait du cadre de ce travail.

III-3. ETUDE DES PIQÛRES D'ATTAQUE

Seul le microscope électronique a permis l'étude des piqûres. Elles sont indiscernables optiquement.

III-31) Faits d'observation.

III-311) Densité des piqûres.

On observe environ 6.10^7 piqûres par cm^2 .

III-312) Localisation.

Les piqûres sont toutes situées le long des joints entre phases, c'est-à-dire dans les plans de contact entre la matrice d'orthose et les lamelles d'albite (Fig. III-2).

III-313) Groupements et orientations.

Les deux rangées de piqûres correspondant aux deux bords d'une même lamelle sont telles que, à toute piqûre de l'une, il correspond une piqûre de l'autre. Les piqûres se groupent donc par paires. Les deux piqûres d'une même paire se déduisent l'une de l'autre par une translation toujours parallèle à la rangée [100].

- Sur la section (001), la rangée a fait avec le bord des lamelles un angle droit (pl. XIII, fig. 2).

- Sur la section (010), la rangée a fait avec le bord des lamelles un angle de 108° (pl. XIII, fig. 1).

- Sur la section (021), on vérifie encore que la translation est parallèle à la rangée a .

- Sur une section voisine de $(80\bar{1})$, (plan des lamelles), on n'observe plus de piqûres, mais deux familles de droites perpendiculaires, formant un quadrillage rectangulaire presque carré, dont les côtés sont parallèles aux deux directions de clivage observables (pl. XIV et XV).

III-314) Périodicité : Variation de celle-ci avec l'épaisseur.

Les paires de piqûres bordant une lamelle sont équidistantes. La périodicité des piqûres est une des premières choses qui frappent à l'examen des photographies.

Nous avons étudié la variation de l'équidistance des piqûres en fonction de l'épaisseur de la lamelle qu'elles bordent, pour les sections (001) et (021).

Les comptages ont été faits sur plusieurs séries de 18 photographies (prise sur une même réplique pour chaque série), soit un total de 4000 à 4500 paires de piqûres.

La figure III-15 montre les résultats obtenus. Pour chaque série de comptage sur la section (001), on obtient une droite, et toutes les droites sont quasiment superposables : même pente et même ordonnée à l'origine. La pente de la droite dépend de l'orientation de la section. Mais son ordonnée à l'origine semble être une constante. Le fait que l'on trouve des droites d'une façon reproductible prouve que la relation stochastique entre l'équidistance des piqûres et l'épaisseur des lamelles est quasi-fonctionnelle. Ceci est une preuve *a posteriori* du fait que les piqûres sont équidistantes dans une lamelle d'épaisseur constante. Pour l'épaisseur moyenne $0,5 \mu$, l'équidistance sur (001) est de $1,2 \mu$.

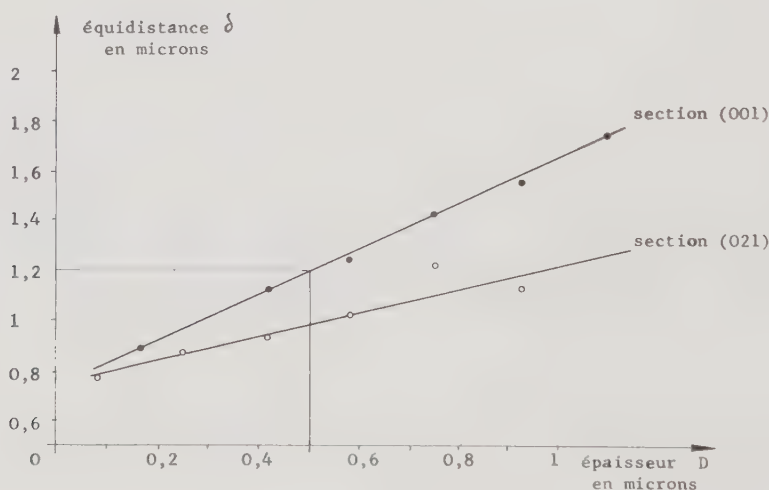


Fig. III-15

III-32) Interprétation.

L'existence de piqûres réparties périodiquement le long des bords des lamelles d'albite démontre qu'en ces points, l'activité chimique est supérieure à ce qu'elle est ailleurs. Cette grande activité chimique peut résulter d'une concentration locale d'énergie, qui peut trouver sa libération dans une corrosion.

La façon la plus simple d'interpréter cette concentration périodique d'énergie est d'admettre

l'existence de défauts dans le réseau cristallin, accompagnés de déformations élastiques, emmagasinant une énergie élastique. Seuls les défauts linéaires peuvent conduire aux aspects observés et décrits plus haut. Nous nous fonderons donc sur la théorie des dislocations (40), (41), pour expliquer l'origine des piqûres de corrosion.

III-321) Répartition des dislocations dans le cristal.

III-3211) *Les piqûres d'attaque*, dans une section donnée, correspondent aux points d'émergence des dislocations sur la section en question. Ces piqûres étant toujours situées dans le plan de contact orthose albite, les lignes de dislocation sont dans ce plan, c'est-à-dire le plan $(80\bar{1})$.

III-3212) *Forme des lignes de dislocations.*

Si on fait une attaque dans la section $(80\bar{1})$, on ne doit plus voir de piqûres, mais des lignes d'attaque visualisant la zone perturbée le long des lignes de dislocation.

- On observe (pl. XIV et XV) deux familles de droites formant un réseau à mailles rectangulaires. Nous concluons que nous sommes en présence de deux familles de dislocations rectilignes, perpendiculaires entre elles.

- De plus, ces deux familles de droites, dans la section $(80\bar{1})$, sont parallèles aux traces des deux plans de clivage (010) et (001) sur la section, à savoir $[010]$ pour le clivage (001) et $[108]$ pour le clivage (010) . Donc, nous avons affaire à deux familles de dislocations rectilignes, les unes étant parallèles à la rangée $[010]$ et les autres à la rangée $[108]$ (Fig. III-16).

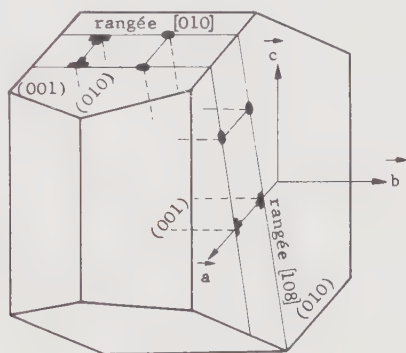


Fig. III-16

III-3213) *Relation avec les aspects observés dans (010) , (021) , (001) .*

- Dans la section (001) , les piqûres sont les points d'émergence des lignes de dislocation parallèles à $[108]$. Les lignes de dislocations parallèles à $[010]$ sont confondues avec le bord des lamelles, et l'attaque, le long de ces lignes visualise nettement par endroits le bord de ces lamelles.

- Dans la section (010) , ce sont les points d'émergence des lignes de dislocations parallèles à $[010]$ qui donnent les piqûres, les lignes $[108]$ visualisent le bord des lamelles.

- Dans la section (021) , on voit des piqûres correspondant à l'émergence des deux systèmes de dislocations, ce qui explique qu'elles soient nettement plus serrées.

III-3214) *Correspondance des piqûres par paires.*

Le fait que les piqûres se groupent par paires, à travers une même lamelle, et que les deux éléments de la paire se déduisent l'un de l'autre par une translation parallèlement à $[100]$, suggère qu'un seul et même défaut cristallin engendre les deux dislocations correspondantes, ce défaut traversant les lamelles. Le défaut le plus simple remplissant ces conditions est la présence d'un plan réticulaire supplémentaire dans la lamelle d'albite, plan dont la trace sur la section est $[100]$.

Les bords de ce plan, limité par les deux faces $(80\bar{1})$ de la lamelle, forment les lignes de dislocation (Fig. III-16).

Les directions des deux systèmes de dislocations montrent qu'il y a deux types de plans supplémentaires :

- Les plans (010) responsables des dislocations $[108]$ donnent des piqures sur la face (001).
- Les plans (001) responsables des dislocations $[010]$ donnent des piqures sur la face (010).

III-322) La cohérence réticulaire entre matrice et exsolution est-elle la cause directe de l'existence des dislocations ? (On pourra se reporter à la note de Aberdam et Kern (49)).

Nous avons vu que l'exsolution est en épitaxie sur la matrice. Ceci suppose une cohérence entre les plans réticulaires de l'orthose et de l'albite ; cette cohérence réticulaire se fait suivant des plans réticulaires d'indices simples. Les observations réunies précédemment suggèrent que les plans (010) et (001) participent à cette cohérence.

Les plans réticulaires (010) des deux phases sont parallèles d'après les éléments de l'épitaxie, alors que les plans (001) font un angle d'environ $3^{\circ}30'$ d'arc. La cohérence des plans (010) est donc plus facile à interpréter. C'est à son étude que nous nous consacrerons par conséquent, c'est-à-dire aux dislocations $[108]$.

III-3221) Cohérence des plans (010) et dislocations $[108]$.

Faisons un dessin dans le plan (P) indiqué sur la figure III-12. De cette manière, les plans $(80\bar{1})$ des lamelles et les plans (010), perpendiculaires entre eux, sont aussi perpendiculaires au plan du dessin (Fig. III-17 a, b, c).

Il y a trois manières d'envisager la cohérence, l'albite ayant une équidistance d_{010}^{alb} légèrement inférieure à celle de l'orthose.

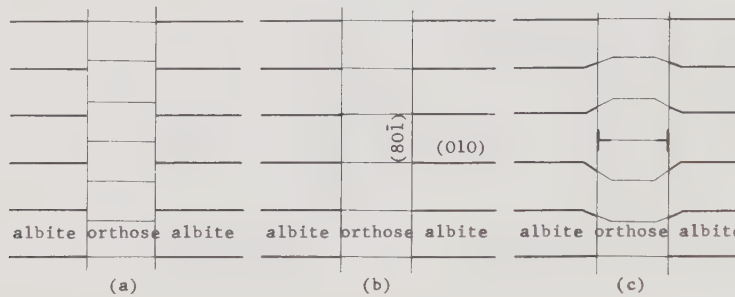


Fig. III-17

- Fig. III-17 a) Il n'y a cohérence que pour les plans qui coïncident exactement. Ces plans sont distants de n distances interréticulaires d_{010}^{alb} , n étant défini par la condition :

$$(n-1) \cdot d_{010}^{orth} = n \cdot d_{010}^{alb} \quad \text{soit} \quad n = \frac{d_{010}^{orth}}{d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}} \quad \text{d'où l'équidistance}$$

$$\delta = n \cdot d_{010}^{alb} = \frac{d_{010}^{orth} \times d_{010}^{alb}}{d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}}$$

$$\text{Posons} \quad d^2 = d_{010}^{orth} \times d_{010}^{alb} \quad \text{et} \quad \varepsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb} \quad \text{alors} \quad \delta = \frac{d^2}{\varepsilon}$$

Une telle situation n'est pas physiquement réelle.

- Fig. III-17 b) Il y a cohérence réticulaire parfaite. L'albite a adapté sa distance interréticulaire à celle de la matrice. Une telle cohérence exigerait pour l'exsolution une énergie de déformation élastique homogène prohibitive. Cette situation n'est donc pas réelle non plus.

- Fig. III-17 c) Nous admettons une solution intermédiaire. Dans la masse de la matrice et de l'exsolution, il y a conservation respective des distances interréticulaires d_{010}^{orth} et d_{010}^{alb} . Aux interfaces, il y a accommodation des équidistances à une valeur commune, la contribution de chaque phase étant définie par ses constantes élastiques propres.

Cette accommodation ayant ses limites, il est nécessaire d'intercaler périodiquement dans l'albite un plan supplémentaire limité, dont les bords formeront des dislocations [108]. Les plans supplémentaires sont équidistants de $\delta = d^2/\epsilon$.

Ces plans forment des sortes de coins, et les dislocations qu'ils définissent sont des dislocations coins, c'est-à-dire dont le "Vecteur de Burgers"(*) est perpendiculaire à la ligne de dislocation.

La figure III-18, dessinée dans le plan (001) de l'orthose montre les circuits de Burgers décrits autour de deux dislocations appariées et les vecteurs de Burgers correspondants : ce sont des vecteurs de sens contraire pour les deux dislocations, et de module égal à b_{alb} .

Ce dessin est schématique, car le plan (001) de l'albite n'est pas rigoureusement dans le plan de la figure, mais en zone sur a . De même, la trace b_{alb} des plans (100) de l'albite n'est pas rigoureusement parallèle à b_{orth} . Il existe donc d'autres systèmes de dislocations que celui qui nous intéresse, mais ils ne sont pas représentés et on ne les a pas mis en évidence.

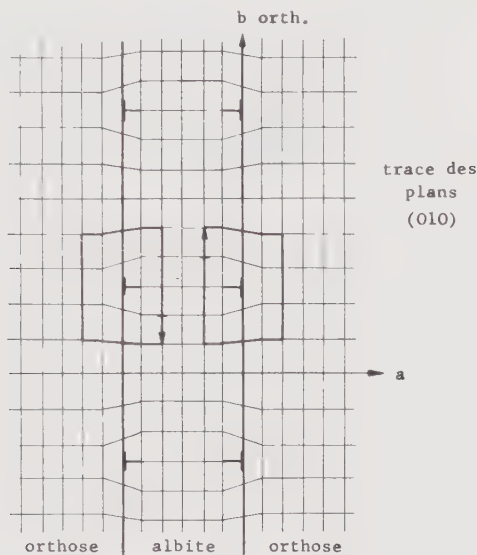


Fig. III-18

III-3222) Résumons les données ci-dessus :

Les piqures observées sur (001) seraient les points d'émergence de dislocations rectilignes, parallèles à la rangée [108], du type coin, dont le vecteur de Burgers est le vecteur de base b_{alb} . Elles seraient dues à la cohérence des plans (010) des deux phases de la perthite, cette cohérence impliquant une adaptation partielle des distances interréticulaires d_{010}^{orth} et d_{010}^{alb} .

Cette adaptation a ses limites, et puisque d_{010}^{alb} est inférieure à d_{010}^{orth} , il faut supposer l'existence périodique d'un plan (010) supplémentaire.

III-3223) Valeur de cette interprétation.

a) Ce point de vue permet d'expliquer :

- les alignements de dislocations le long des joints albite-orthose.
- la répartition périodique des piqures dans ces alignements.
- la correspondance biunivoque entre les piqures situées de part et d'autre d'une même lamelle. Ces résultats montrent l'intérêt de cette interprétation qui a l'avantage d'être simple.

 (*) Il y a une difficulté à définir le Vecteur de Burgers car nous avons affaire à deux réseaux de paramètres différents, donc il y a ambiguïté du terme "bon cristal". Supposons réalisée une cohérence parfaite, pour toutes les familles de plans réticulaires. Introduisons alors dans l'albite un plan supplémentaire limité (010). Le vecteur de Burgers des deux dislocations ainsi créées est défini sans ambiguïté : c'est le vecteur b_{alb} .

b) Cependant, plusieurs points ne sont pas expliquables de cette manière, et ce sont aussi des faits importants :

- l'équidistance prévue selon ce modèle est $\delta = d^2/\epsilon$. Il faut donc mesurer avec précision d_{010}^{orth} , d_{010}^{alb} et surtout ϵ . On a vu au paragraphe III-15 page 25, les méthodes employées pour ces mesures. On en déduit l'équidistance $d = 810 \text{ \AA}$.

Or nous avons vu (Paragraphe III-314 page 34) que l'équidistance correspondant à l'épaisseur moyenne des lamelles est de l'ordre de $1,2 \mu$. Il y a *non concordance* des ordres de grandeur.

De plus, toujours selon ce modèle, l'équidistance des dislocations est absolument indépendante de l'épaisseur des lamelles, ce qui n'est pas le cas comme le montre la figure III-15.

III-3224) Critique du modèle précédent.

La nature des défauts, d'après notre modèle, explique bien les faits d'observation, mais c'est leur origine et ses conséquences observables qui ne concordent pas avec l'expérience. Il faut donc, dans un nouveau modèle, conserver les plans supplémentaires dans l'albite, mais expliquer leur apparition autrement que par les exigences de la cohérence réticulaire des plans (010).

a) Cette cohérence existe de toute évidence, entraînant *a fortiori* l'existence des dislocations dont nous avons parlé ; mais, ces dislocations ne sont pas celles que l'on observe. Il est très probable que le mode de préparation de la surface, et la technique d'attaque ne sont pas adéquates pour les mettre en évidence.

b) Tout se passe, à nos yeux, comme si le cristal mixte était parfait du point de vue de son réseau, mais les deux phases gardant leurs propriétés physiques individuelles. C'est l'une de ces propriétés physiques qui va servir de base à une nouvelle interprétation.

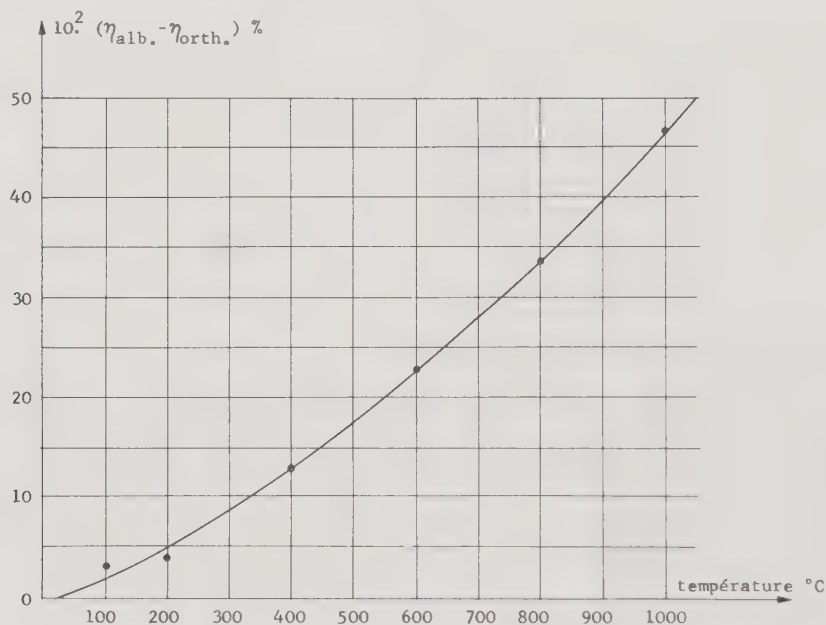


Fig. III-19

III-323) La contraction thermique différentielle de l'orthose et de l'albite à l'origine des piqûres.

Nous venons de dire que tout se passe comme si le cristal était parfait. Ceci signifie, en d'autre terme, que le système de dislocations dont nous avons parlé dans la première hypothèse, et que nous ne voyons pas, est, s'il existe, immuable, ou encore que les dislocations en question gardent toujours la même position relative, et n'entrent pas en interaction avec d'autres systèmes de dislocations.

Ceci évidemment ne peut être qu'une première approximation, que nous allons faire. De cette manière, il est possible de faire abstraction de ce système non décelable.

III-3231) Propriétés thermoélastiques de l'orthose et de l'albite.

Nous avons vu que le chimisme de l'association albite-orthose correspond, d'après Barth (1956) à une température d'exsolution voisine de 375°C.

A cette température tout se passe comme si le cristal était parfait. Mais, au cours du refroidissement, l'albite et l'orthose se contractent ; cette contraction est anisotrope, et différente pour les deux minéraux, dans une même direction.

Le tableau ci-dessous, donne des dilatations linéaires, de 20°C à la température indiquée, exprimée en %, pour les deux minéraux, suivant trois directions perpendiculaires, et les dilatations volumiques. Références (37) (38).

Il n'est pas possible, d'après ces mesures, de déduire l'orientation des axes principaux de l'ellipsoïde des dilatations thermiques, car il faut des mesures dans quatre directions au moins pour le système monoclinique, et dans six directions au moins pour le système triclinique. De plus, dans les plagioclases, cet ellipsoïde tourne quand la température varie (42). Cependant, on voit déjà que l'anisotropie est grande pour l'orthose, un peu moindre pour l'albite, et que le grand axe de l'ellipsoïde est dans une direction proche de celle de l'axe a .

Mais ce qui nous intéresse est la différence des contractions perpendiculairement aux plans (010). La figure III-19 est une représentation graphique de cette différence, en fonction de la température. Pour un refroidissement depuis 375°C jusqu'à la température ordinaire, sa valeur numérique est $\eta_{alb} - \eta_{orth} = 0,12\%$.

Dilatations de 20°C. à la température indiquée, en %.

	Orientation	100°	200°	400°	600°	800°	1 000°
orthose	$x // a$	0,12	0,32	0,69	1,08	1,48	1,80
	$y // b$	0,00	0,02	0,03	0,06	0,09	0,14
	$z \perp (001)$	0,00	0,00	0,05	0,09	0,16	0,27
	Vol.	0,12	0,34	0,76	1,23	1,73	2,20
albite (ab ₉₉ an ₁)	$x // a$	0,09	0,22	0,50	0,83	1,17	1,53
	$y \perp (010)$	0,03	0,06	0,16	0,29	0,43	0,61
	$z \perp x, y$	0,03	0,08	0,19	0,32	0,47	0,62
	Vol.	0,14	0,36	0,85	1,44	2,07	2,75

III-3232) Equidistance moyenne des dislocations.

Le cristal mixte étant supposé parfait à 375°C, il y aura à 20°C, une différence de 0,12 % entre les valeurs d_{010}^{orth} et d_{010}^{alb} . La cohérence des plans (010) exige donc la présence de plans supplémentaires espacés régulièrement de $\delta = d^2/u$ avec $u = d(\eta_{alb} - \eta_{orth})\%$. Pour simplifier l'écriture, posons $(\eta_{alb} - \eta_{orth}) = \eta$; alors $\delta = \frac{d}{\eta} = 1,1 \mu$.

Cette valeur est en très bon accord avec les équidistances observées qui varient entre 0,7 μ et 1,7 μ , la valeur moyenne étant de 1,2 μ . Il reste maintenant à vérifier que la cause de la variation linéaire de l'équidistance des piqûres avec l'épaisseur des lamelles, constatée expérimentalement, est compatible avec cette interprétation.

Nous allons montrer, par un calcul théorique, que ce phénomène est dû aux interactions de nature élastique entre dislocations.

III-324) Schéma du calcul.

Le principe est de calculer les configurations d'équilibre des dislocations dans une lamelle, cet équilibre étant régi par les lois d'interaction élastique des dislocations les unes sur les autres.

Dans un premier temps, nous allons montrer que dans une lamelle d'épaisseur constante, les dislocations sont équidistantes ; ceci revient à montrer que la densité de dislocations (ou nombre de dislocations par unité de longueur de lamelle) est constante en tout point de la lamelle. Cette densité de dislocation étant définie par le phénomène de contraction thermique différentielle, elle ne dépend pas de la valeur de l'épaisseur, pourvu que celle-ci reste constante dans toute la lamelle.

Dans un deuxième temps, nous montrerons comment il faut modifier le résultat ci-dessus lorsqu'on tient compte du fait que l'épaisseur des lamelles décroît vers les extrémités. On peut alors montrer que la courbe calculée et la courbe expérimentale (celle-ci étant transposée dans le même système d'axes que la précédente) ont la même forme. Malheureusement, on ne peut pousser plus loin la vérification, sans avoir à disposition une calculatrice numérique automatique.

III-3241) Lamelles d'épaisseur constante. (Fig. III-20)

Un couple de dislocations appariées, (boucle de dislocation) sera en équilibre lorsque la somme des forces exercées sur lui par l'ensemble des autres boucles sera nulle.

Nous supposons que les dislocations ne peuvent sortir des lamelles leur nombre est donc imposé pour chaque lamelle.

Une boucle placée à l'abscisse x subit, par unité de longueur, de la part d'une boucle placée à l'abscisse t , une force dont la composante suivant le plan de glissement des dislocations est :

$$f_x = K \cdot b^2 \cdot D^2 \cdot \frac{(x-t)^2 - D^2}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2}$$

avec les notations suivantes :

$$K = \frac{\mu}{4\pi(1-\nu)} \quad \text{où :} \quad \begin{array}{l} \mu \text{ est le module de rigidité} \\ \nu \text{ est le coefficient de Poisson} \end{array}$$

$\vec{b}$ est le vecteur de Burgers des dislocations, de longueur $b = b_{alb}$

D est l'épaisseur de la lamelle.

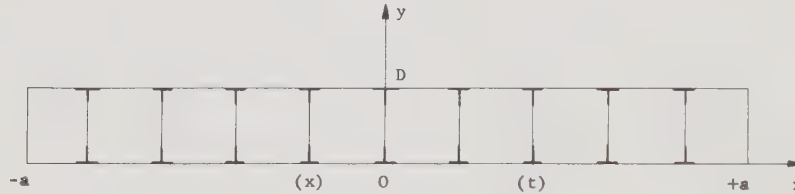


Fig. III-20

Pour simplifier le calcul, faisons l'approximation suivante : remplaçons les dislocations individuelles par une densité continue de dislocations que nous noterons $\rho(t)$.

L'action élémentaire subie par la boucle placée en x de la part de la tranche $t - \frac{dt}{2}$, $t + \frac{dt}{2}$ est :

$$df = Kb^2 D^2 \cdot \frac{(x-t)^2 - D^2}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2} \cdot \rho(t) dt$$

L'action totale $F(x)$ subie par la dislocation située en x est :

$$F(x) = \int_{-a}^{+a} Kb^2 D^2 \cdot \frac{(x-t)^2 - D^2}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2} \cdot \rho(t) dt$$

La boucle placée en x sera en équilibre si elle n'est soumise à aucune force suivant x , donc si $F(x) = 0$; $\rho(t)$ est donc déterminé par la condition :

$$\int_{-a}^{+a} Kb^2 D^2 \cdot \frac{(x-t)^2 - D^2}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2} \cdot \rho(t) dt = 0 \quad (1)$$

Le produit de composition des fonctions $f(x) = \frac{x^2 - D^2}{x(x^2 + D^2)^2}$ et $\rho(x)$ doit être nul.

Or, $f(x)$ est une fonction impaire. La solution de (1) est $\rho(t) = \rho_0$, ρ_0 étant une constante.

Cette fonction étant limitée pour $-a$ et $+a$, le produit de composition n'est pas nul au voisinage de $x = \pm a$. Mais au voisinage de ces points, la formulation de notre problème d'une manière continue n'est plus valable, et l'anomalie constatée au voisinage des points $x = \pm a$ est un artéfact de calcul (Appendice III).

ρ_0 est déterminé par le phénomène de la contraction thermique différentielle :

$$\rho_0 = \frac{1}{\delta} = \frac{1}{d} \quad (\text{Paragraphe III-3232 page 39}) \quad \rho_0 = 0,91 \text{ } (\mu^{-1})$$

On conclut donc que, dans une lamelle d'épaisseur constante les boucles se disposent de façon que leur densité ρ soit constante, c'est-à-dire qu'elles sont équidistantes.

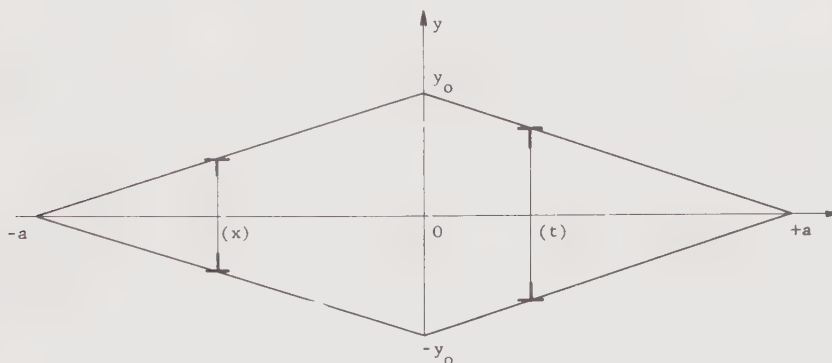


Fig. III-21

III-3242) Influence de la forme des lamelles.

L'épaisseur des lamelles n'est pas constante. Elle est maxima au milieu, et approche de zéro aux extrémités, de sorte que les lamelles ont une forme en "lame de couteau".

Calculons comment la configuration précédente est modifiée lorsqu'on tient compte de cette forme, que nous schématisons pour un losange très aplati (Fig. III-21).

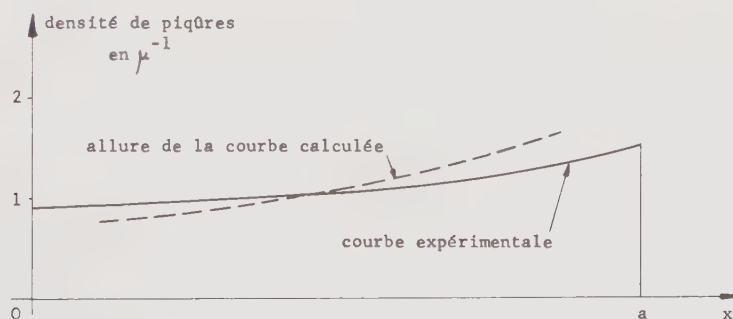


Fig. III-22

Le détail des calculs est donné à l'appendice n° III. On trouve que la densité constante ρ_0 doit être remplacée par une densité $\rho(x)$ légèrement croissante et symétrique par rapport à $x = 0$, ayant l'allure dessinée ci-dessous (Fig. III-22).

La courbe expérimentale, convertie dans les coordonnées (ρ, x) par le truchement du modèle losange, a exactement la même forme très aplatie et nous pouvons conclure que la variation de

l'équidistance des piqûres avec l'épaisseur est la manifestation de l'équilibre d'un ensemble de dislocations dans les conditions décrites ici.

III-33) Relation entre la densité de piqûres et la température de démixtion.

III-331) Relation.

La contraction thermique différentielle de l'orthose et de l'albite, depuis la température d'exsolution jusqu'à la température ambiante, conduit à une interprétation convenable de l'ensemble des faits observés au microscope électronique, si on fait appel à la théorie des dislocations.

Nous voyons donc apparaître ici une relation très importante entre la température de démixtion et un phénomène observable directement.

Soit $\bar{\rho}$ la densité moyenne de dislocations mesurée expérimentalement. Il serait nécessaire de faire une analyse statistique très précise pour trouver la relation entre :

$$\bar{\rho} \text{ et } \rho_o = \frac{1}{a_m} \int_0^{a_m} \rho(x) dx$$

a_m étant la longueur moyenne des lamelles, mesurée expérimentalement ; on a évidemment $\bar{\rho} = \rho_o$ si les lamelles ont exactement la forme losange utilisée dans le calcul antérieur. Nous supposons que c'est la cas pour ce qui suit.

Nous avons vu que $\bar{\rho}$ est relié à la contraction différentielle par :

$$\bar{\rho} = \frac{1}{\delta} = \frac{u}{d^2} = \frac{\eta}{d} \quad (\text{Paragraphe III-3232})$$

rappelons que :

$$d^2 = d_{010}^{orth} \times d_{010}^{alb} \quad \eta = \eta_{alb} - \eta_{orth} \quad \text{et} \quad u = d \cdot \eta.$$

On peut écrire cette relation sous la forme :

$$\eta = d \cdot \bar{\rho} \quad (2)$$

La mesure de $\bar{\rho}$ et de d permet de déduire la valeur de η , pour la direction perpendiculaire à (010), à partir de (2).

La courbe représentant les variations de η en fonction de la température (Fig. III-19), permet de déterminer la température de démixtion.

III-332) Discussion de l'intérêt de cette relation

Il est très séduisant de chercher à utiliser cette relation pour connaître les températures de démixtion, car, par de simples mesures de longueur, on peut déduire la température.

De plus, ce serait un critère supplémentaire à la disposition du géologue, lui permettant de comparer les résultats ainsi obtenus avec ceux d'autres méthodes, augmentant ainsi la confiance accordée aux mesures de température.

Cependant, pour qu'une telle relation soit utilisable, il faut qu'un certain nombre de conditions soient réunies, et des précautions sont nécessaires : nous allons en discuter très sommairement.

III-3321) Conditions que doit remplir l'échantillon.

- La relation $\eta = \bar{\rho} \cdot d$ n'a de sens que dans le cas de perthites d'exsolution. Ceci est fondamental.

- La mesure convenable de $\bar{\rho}$ n'est possible que si les exsolutions ont une forme bien régulière ; ceci est généralement réalisé pour les perthites d'exsolution, qui sont fines et très régulières.

III-3322) *Précautions à prendre.*

- Il faut s'assurer que la géométrie de la répartition des piqures d'attaque correspond à l'existence de dislocations mettant en cause les plans de cohérence.

- Pour cela, il convient de connaître ces plans de cohérence, et de faire l'étude sur la face où la géométrie des dislocations est la plus simple possible. L'étude précédente de l'échantillon C-43-W n'est valable que pour les dislocations coins (Type Taylor).

- Cela conduit nécessairement à l'étude des éléments de l'épitaxie, et à la détermination du plan des lamelles.

- Il faut, en outre, lorsque toutes ces précautions sont prises, s'assurer que les dislocations sont en équilibre mécanique. On peut le voir en étudiant les variations de leur densité en fonction de l'épaisseur dans les lamelles.

III-3323) *Etalonnage et test de la méthode.*

Les résultats alors obtenus n'auront d'intérêt que dans la mesure où on aura confiance en eux. Pour cela, évidemment, il faudra tester la méthode sur des échantillons bien connus, des points de vue géologique, chimique, et cristallographique, de façon que la température de la démixtion soit connue à l'avance.

Si ce test est positif, on pourrait alors directement convertir en température, les mesures d'équidistances faites sur tous les échantillons présentant la même géométrie microscopique et réticulaire, à condition de procéder à un étalonnage.

Présentement, le travail effectué ne nous permet que de suggérer ce nouveau critère de température. Sa valeur reste encore à démontrer par des tests nombreux et très soignés.

A titre indicatif, son application à l'échantillon 292-1959 décrit au chapitre II, et correspondant à un faciès assez profond (faciès granulite) conduit à une température de démixtion, pour les perthites en films, de l'ordre de 420°.

III-4. CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons fait une étude détaillée d'une orthose microperthitique, dans l'intention de trouver une interprétation au phénomène de l'apparition régulière de piqures d'attaque.

Le phénomène de la contraction thermique différentielle des deux constituants (orthose et albite), dont la cohérence est réalisée par les plans (010) et (001) permet de donner une explication satisfaisante aux différentes observations, à partir de la théorie des dislocations, ce qui peut conduire à une application pétrographique.

Cette interprétation est intéressante. Il nous a paru utile cependant, d'en chercher une confirmation supplémentaire indirecte, en cherchant à observer les désorientations des plans (010) de l'orthose et de l'albite, par rapport à la direction idéale que ces plans auraient si le cristal était parfait ; et à comparer les résultats observés à ceux que l'on attend d'après la répartition des dislocations.

La méthode employée, les résultats obtenus et leur discussion font l'objet de notre quatrième chapitre.

CHAPITRE IV

ÉTUDE DES DÉFORMATIONS DE LA FAMILLE DES PLANS RÉTICULAIRES (010) DANS L'ORTHOSE ET DANS L'ALBITE

IV-1. INTRODUCTION

Les résultats du chapitre précédent prouvent que la continuité de la trame silicatée du feldspath est conservée aux interfaces albite-orthose, aux discontinuités linéaires près que sont les dislocations.

Ces discontinuités traduisent que la cohérence réticulaire des deux feldspaths n'est pas parfaite, à cause, en particulier, de leurs propriétés thermo-élastiques différentes.

Ceci conduit à penser que les plans réticulaires qui participent à la cohérence présentent des déformations élastiques inhomogènes, liées à l'existence des dislocations. L'étude de ces déformations présente un double intérêt :

a) *Celui de fournir des renseignements* sur l'existence, l'isotropie ou l'anisotropie de ces déformations. La confrontation des résultats expérimentaux avec la disposition géométrique des dislocations, étudiées au chapitre précédent, donne une confirmation indirecte de cette disposition géométrique.

b) *Celui de proposer une méthode rapide* et qualitative pour l'étude des très petites désorientations (déformations élastiques ou structure mosaïque).

Le principe de cette méthode, et quelques possibilités d'application sont exposées par P. Leymarie et D. Aberdam (1964) (51). Après avoir rappelé brièvement ce principe, nous exposerons les résultats obtenus, et les conclusions qu'on peut en tirer. Ces résultats ont été résumés dans une note à l'Académie des Sciences (50).

IV-2. METHODE D'ETUDE DES DESORIENTATIONS DE PLANS RETICULAIRES DANS UN MONOCRISTAL.

Nous ne rappellerons le principe de la méthode que sommairement, pour plus de détails, on se reportera à (51).

Les méthodes de visualisation directe des défauts, par une étude locale de ceux-ci (43) sont impraticables pour les échantillons naturels, très riches en imperfections, surtout lorsque celles-ci ont une taille de l'ordre du micron. Seule une méthode d'étude globale par diffractométrie X est applicable.

On utilise un diffractomètre de Bragg, fonctionnant par réflexion, dans des conditions de réglage telles que le défaut instrumental soit aussi étroit que possible (quelques minutes d'arc) ; ceci ne permet alors que des études qualitatives.

La préparation monocristalline est d'abord réglée pour une réflexion (hkl), puis progressivement dérégulée par rotation manuelle d'un angle α autour de l'axe du goniomètre. Pour chaque déréglage, on enregistre la raie de diffraction complète, et on construit la courbe $I(\alpha)$ montrant les variations de l'intensité diffractée pour chaque déréglage. Cette courbe décrit le profil de la désorientation.

rientation dans le plan d'incidence. On construit ainsi plusieurs profils $I(\alpha)$ pour plusieurs azimuths de la préparation, correspondant chacun à un plan d'incidence. Une projection adéquate permet de tracer la carte des désorientations qualitatives sous forme de lignes de niveau.

IV-3. APPLICATION DE CETTE METHODE A L'ETUDE DES DESORIENTATIONS DE PLANS RETICULAIRES (010) DE NOTRE ECHANTILLON.

Notre but n'étant pas une étude quantitative, d'une part, et la désorientation de l'orthose étant faible, d'autre part, nous avons fermé la fente du compteur pour réduire la largeur du défaut instrumental. De plus, cette précaution était nécessaire pour séparer convenablement la raie de l'orthose de celle de l'albite, ces deux raies étant très voisines.

Nous nous sommes attachés à l'étude des plans (010) parce que ces plans participent à la cohérence, selon les résultats du chapitre III, et qu'ils sont parallèles dans les deux phases (épitaxie); cela facilite grandement l'étude : en effet, un seul réglage est nécessaire pour la construction d'un profil donné de l'orthose et de l'albite.

Pratiquement, nous avons choisi de travailler sur l'harmonique (040) parce que son intensité intrinsèque est très élevée et permet des réglages précis. Nous avons utilisé le rayonnement $\text{Co K}\alpha_1$ tout au long de ce travail.

Transcription des résultats.

Après avoir tracé les profils $I(\alpha)$ relatifs à l'orthose et l'albite pour quatre azimuths φ de la préparation (φ variant de 45° en 45°) il nous reste à les combiner pour obtenir une description des désorientations dans l'espace. Pour cela, nous faisons une projection gnomonique sur un plan (π) parallèle à la famille de plans (010) (Fig. IV-1). Les pôles des portions de plan d'égale désorientation sont situés sur des cercles concentriques. Les différents plans d'incidence se projettent suivant des diamètres de ces cercles. La rangée [100] qui est dans le plan de projection sert d'origine à l'angle φ qui repère les azimuths, son extrémité étant définie par la normale au plan d'incidence.

Sur le diamètre correspondant au plan d'incidence pour l'azimuth φ , la section du profil à mi-hauteur par un plan parallèle au plan de projection, donne deux points. On trace ces points pour tous les azimuths φ . La courbe obtenue en joignant ces points est une courbe d'égale intensité relative $\frac{I(\alpha)}{I_{\max}} = \frac{1}{2}$ donc, qualitativement, une courbe d'égale densité de pôles (Fig. IV-2).

On trace de la même manière plusieurs courbes d'égale densité de pôles en comparant les profils non plus à mi-hauteur, mais à différents niveaux $\frac{I(\alpha)}{I_{\max}} = 1/8, 1/4, 3/8, 1/2, 5/8, 3/4, 7/8$, par exemple. On obtient ainsi une carte en "courbes de niveau" des désorientations : nous avons vu qu'il ne faut pas attribuer à cette carte de valeur quantitative.

On n'observe pas de distorsion dans notre projection, car les désorientations étant au maximum de l'ordre du degré, les plans dont les désorientations varient en progression arithmétique ont des pôles situés sur des cercles concentriques dont le rayon croît lui aussi en progression arithmétique : cela revient à dire qu'on confond la sphère avec son plan tangent, et que la projection gnomonique est assimilable à une projection stéréographique.

IV-4. RESULTATS DE L'ETUDE DE DESORIENTATION

IV-41) Résultats relatifs à l'albite.

Les lignes de niveau, tracées comme indiqué plus haut, (Fig. IV-3) montrent une très grande excentricité.

La précision des lignes de niveau n'est pas suffisante (c'est-à-dire que la maille de 45° pour notre échantillonnage azimuthal est trop lâche) pour nous permettre de définir avec précision l'azimuth correspondant à l'allongement maximum ; il est compris entre 90° et 110° . Il correspond donc

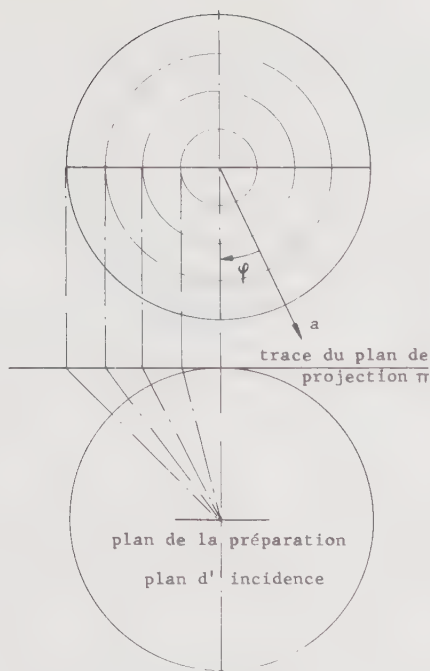


Fig. IV-1

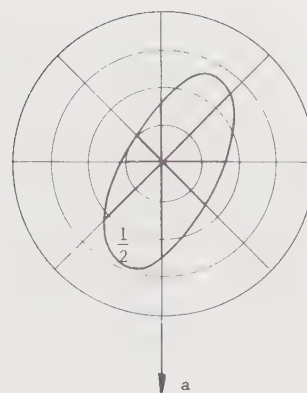


Fig. IV-2

à un allongement maximum dans une direction voisine de la normale aux plans $(80\bar{1})$ des lamelles d'albite.

Si nous caractérisons l'excentricité des courbes de niveau par le rapport $e = \frac{\Delta - \delta}{\Delta}$ (Fig. IV-4) on mesure sur la courbe de cote 1/2 une excentricité voisine de 0,65, ce qui correspond à un rapport $\frac{\Delta}{\delta}$ proche de 3.

Le fait que l'anisotropie soit observable aux rayons X prouve que le volume du cristal atteint par la déformation est important par rapport au volume total de la lamelle. La forme des profils $I(\alpha)$ suggère que la déformation intéresse tout le volume des lamelles d'albite.

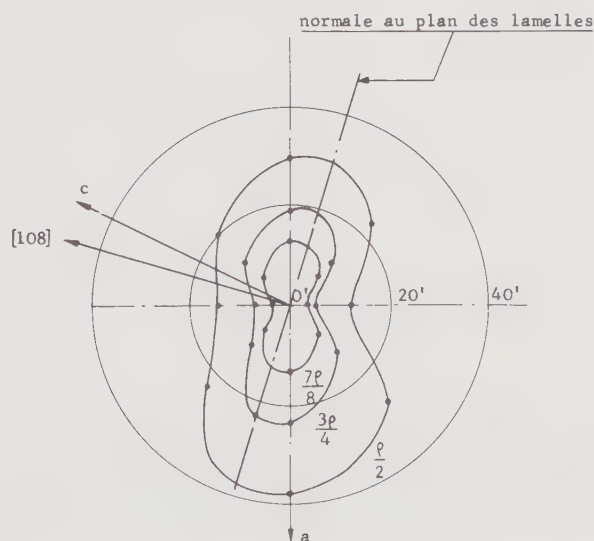


Fig. IV-3

IV-42) Résultats relatifs à l'orthose.

L'excentricité des courbes de niveau est plus petite que pour l'albite (Fig. IV-5) mais elle existe, et l'allongement maximal est, ici encore, dans une direction voisine de la normale aux plans

(80 $\bar{1}$). Sa valeur est $e = \frac{\Delta - \delta}{\Delta} = 0,45$, et le rapport $\frac{\Delta}{\delta}$ est voisin de 1,8.

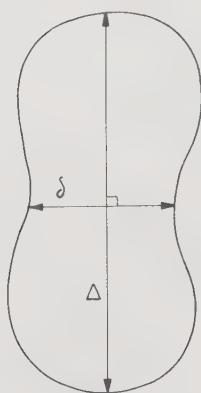


Fig. IV-4

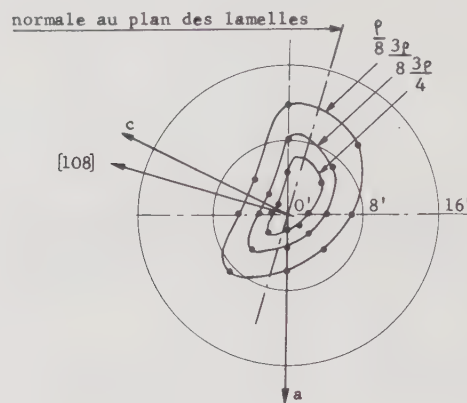


Fig. IV-5

De plus, la dispersion de la figure des pôles est beaucoup moins importante que dans le cas de l'albite. Elle est, à la cote 1/2, entièrement comprise dans un cône de demi-angle au sommet 8' d'arc.

Pour l'albite, cette dispersion, à la même cote, est contenue dans un cône de demi-angle au sommet 40' d'arc.

La figure IV-6 qui montre un profil pour l'orthose et un profil pour l'albite, illustre bien cette différence.

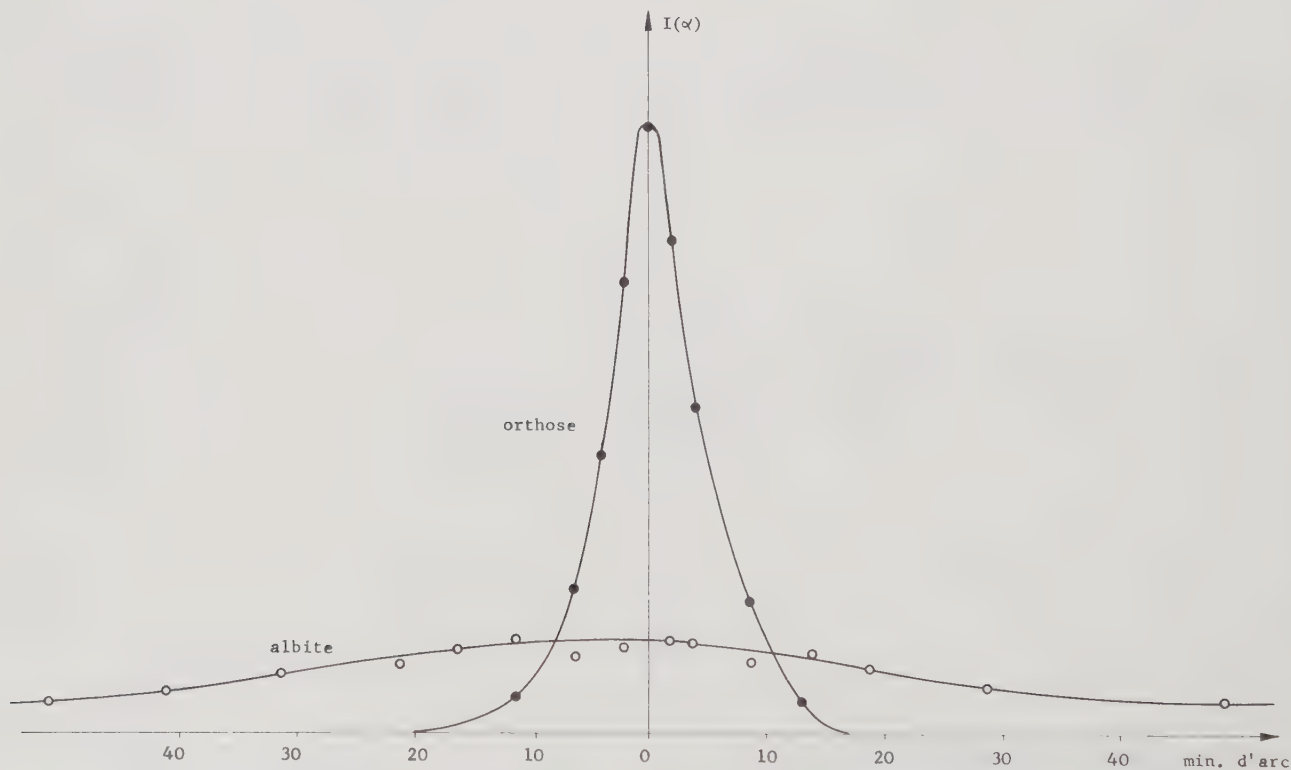


Fig. IV-6

IV-5. MODELE DE DESORIENTATION RENDANT COMPTE DE L'ANISOTROPIE OBSERVEE.

IV-51) Cas de l'albite.

Nous avons constaté que l'allongement maximum des courbes de niveau, Δ , est situé dans une direction voisine de la normale aux plans (80 $\bar{1}$).

Si, dans la direction perpendiculaire à la précédente, la largeur δ était voisine de zéro, nous aurions affaire à une déformation cylindrique des plans (010) de génératrices à peu près parallèles à [108]. Or, nous avons vu au troisième chapitre que la cohérence des plans (010), et le phénomène de contraction thermique différentielle de l'orthose et de l'albite, faisaient intervenir un système de dislocations parallèles à [108]. Ceci suggère que les déformations observées sont en rapport direct avec l'existence des dislocations. Ces dernières induisent en effet autour d'elles un champ de déformations cylindriques dont les génératrices sont parallèles à leur direction.

Mais il faut tenir compte du fait que δ n'est pas nul. Est-ce à dire que l'on est en présence de deux ou plusieurs systèmes de déformations cylindriques ? Il est plus simple d'admettre qu'à la déformation cylindrique précédente, dont l'existence est prouvée par l'anisotropie des courbes de niveau, et expliquée par la présence des dislocations [108], il s'ajoute une désorientation isotrope du type mosaïque.

De cette manière, la longueur du grand diamètre des courbes de niveau est déterminé par la superposition de la désorientation mosaïque et de la courbure cylindrique. La longueur du petit diamètre résulte de la seule mosaïque.

Nous pouvons estimer la déformation moyenne des plans réticulaires de la manière suivante. Le profil $I(\alpha)$ de largeur à mi-hauteur Δ , est le produit de composition de la densité de la distribution mosaïque, et d'une fonction représentant la distribution angulaire des éléments de plans déformés cylindriquement. Ce profil $I(\alpha)$ a une largeur à mi-hauteur voisine de 70 minutes d'arc.

La densité de la distribution mosaïque a une largeur à mi-hauteur de l'ordre de 30 minutes d'arc.

Donc, la largeur à mi-hauteur de la courbe représentant la distribution angulaire de la déformation cylindrique est de l'ordre du degré.

Cette largeur est liée, évidemment à l'importance de la déformation. Prenons comme critère de comparaison pour différentes déformations la largeur à mi-hauteur précédente. Cela revient à dire que nous définissons un état de déformation moyen tel que l'angle entre les divers éléments de plans soit, en moyenne statistique, égal à cette largeur. Puisque la déformation atteint toute la largeur des lamelles d'albite, ceci conduit à un rayon de courbure de l'ordre de 30 microns. Ce n'est qu'un ordre de grandeur, et il faut comprendre que le rayon de courbure peut être par exemple, compris entre 10 microns et 50 microns. On peut alors calculer que les plans réticulaires (010) ont une flèche de l'ordre d'une distance interréticulaire, soit environ 10 Å à 15 Å.

Ces valeurs sont raisonnables, et la courbure peut rester dans le domaine élastique.

IV-52) Cas de l'orthose

Nous conservons, pour interpréter les courbes de désorientation de l'orthose, le modèle précédent, faisant intervenir une désorientation isotrope à laquelle se superpose une déformation cylindrique.

Il y a deux différences importantes cependant avec l'albite :

a) *La désorientation isotrope* est beaucoup plus faible, la largeur à mi-hauteur du profil correspondant au diamètre δ étant seulement de 6 minutes environ. Ceci peut s'expliquer par le fait que l'orthose se présente sous forme de lamelles environ quatre fois plus épaisses que les lamelles l'albite. Elle est donc moins sujette que l'albite aux déformations de toute nature, et ses cristaux sont plus parfaits.

b) *L'anisotropie est beaucoup moins prononcée.* Si on admet que la courbure est en relation avec la cohérence et les dislocations, le champ des déformations de ces dernières s'étend dans un domaine dont la demi-largeur est l'épaisseur d'une lamelle d'albite. Donc l'orthose sera déformée dans des domaines de largeur moyenne 0,5 μ . Or, il y a 80 % d'orthose, donc on peut considérer

que l'orthose est présente sous forme de lamelles quatre fois plus larges que les lamelles d'albite, soit environ 2μ . Seule donc la moitié du volume de l'orthose sera déformée cylindriquement. La participation de cette déformation à la longueur du grand diamètre Δ est réduite par rapport à celle de la désorientation mosaïque d'où une diminution du rapport $\frac{\Delta}{\delta}$ et de l'excentricité $\frac{\Delta - \delta}{\Delta}$.

IV-6. CONCLUSION

Nous avons utilisé une méthode de diffraction des rayons X dérivée de la goniométrie de texture pour tenter de mettre en évidence une anisotropie de déformation.

Les résultats expérimentaux montrent que la méthode s'adapte bien au problème posé, et ils montrent l'anisotropie attendue. Nous avons ainsi, à l'appui des interprétations que nous avons données de nos observations au microscope électronique, un argument de poids.

IV-7. REMARQUE CONCERNANT LA MESURE DE $\varepsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$

Nous avons dit au chapitre III et à l'appendice II que cette différence était mesurée en même temps que s'effectuait l'étude de désorientation. Voici comment on procède :

Pour chaque valeur de α , on enregistre la raie de diffraction de l'orthose et de l'albite. Le cristal étant imparfait, la distance interréticulaire varie légèrement avec α , donc, l'angle de Bragg θ varie légèrement lui aussi.

Nous traçons donc, pour chaque azimuth φ , les courbes $\theta(\alpha)$ pour l'orthose et pour l'albite. (Fig. IV-7). Les plans (010) étant parallèles dans les deux phases en moyenne statistique, lorsqu'on donne à α une valeur α_0 telle que l'intensité enregistrée pour l'orthose soit maxima, il en est de même pour l'albite.

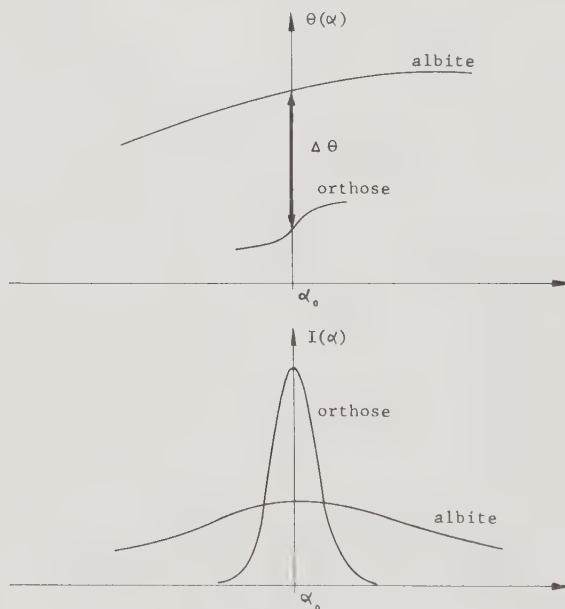


Fig. IV-7

Cette valeur α_0 est évidemment celle pour laquelle le réglage est optimum. On la détermine avec une très bonne précision, car le maximum maximorum d'intensité pour l'orthose est aigu.

Comme on a tracé les courbes $\theta(\alpha)$ avec de nombreux points, ces courbes sont elles-mêmes précises. Il suffit de mesurer la différence $\Delta\theta$ (Fig. IV-7) pour la valeur α_0 . On a pu, ainsi, mesurer $\Delta\theta$ sur une série d'enregistrements, les valeurs extrêmes ne différant que de deux millièmes de degrés. De $\Delta\theta$, on déduit ε . On se reportera à l'appendice II.

IV-8. REMARQUE SUR L'ANGLE DES PLANS (001) DE L'ORTHOSE ET DE L'ALBITE.

Nous n'avons pas étudié la désorientation des plans (001) parce que ceux-ci ne sont pas parallèles dans les deux phases, ce qui rend les réglages très difficiles, et l'interprétation impossible. Cependant un enregistrement est exploitable : c'est celui où l'arête commune aux plans (001) des deux phases est parallèle à l'axe du goniomètre. Dans ce cas, en effet, nous observons la désorientation de l'orthose, puis, après avoir tourné la vis micrométrique suffisamment, celle de l'albite. L'écart angulaire ψ entre les positions α_1 où l'orthose a une intensité maxima, et α_2 où l'albite a une intensité maxima, est une mesure de l'angle entre les plans (001) de l'orthose et de l'albite :

$$\psi = \alpha_2 - \alpha_1.$$

Cette mesure a été faite en utilisant la réflexion (002). On trouve pour l'albite deux maxima situés symétriquement par rapport à l'orthose, à un angle $\psi = \pm 3^\circ 20'$ (Fig. IV-8). Cette mesure, qui aurait pu être très précise, ne l'est pas autant que nous l'aurions souhaité, à cause de l'imprécision du pointage de la valeur α_2 où l'intensité de l'albite est maxima.

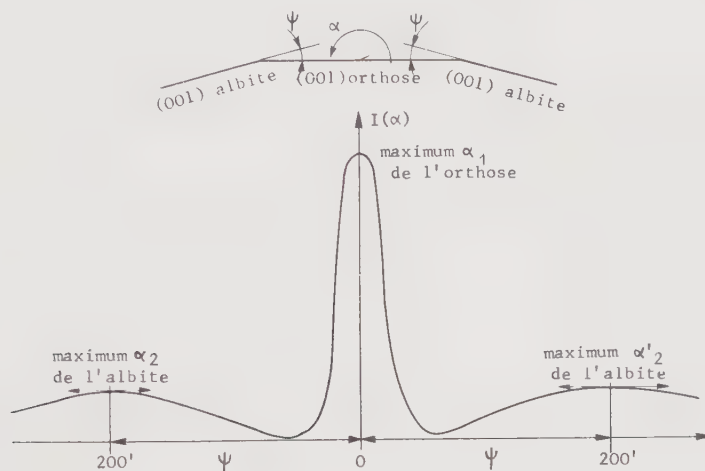


Fig. IV-8

Cependant l'existence de deux positions pour lesquelles la réflexion (002) de l'albite présente un maximum d'intensité, symétriques par rapport à la position α_1 et faisant avec elle un angle d'environ $3^\circ 20'$ confirme de façon remarquable nos conclusions sur l'épitaixie.

CHAPITRE V

CONCLUSION

Il arrive fréquemment que l'étude détaillée d'une lame mince pose au pétrographe autant de problèmes qu'elle n'en résoud. En effet, les échanges physico-chimiques empruntent des voies qui sont encore mystérieuses parce qu'elles ne sont pas à l'échelle du microscope polarisant. La connaissance des relations morphologiques et géochimiques entre les différents minéraux n'apportent que des renseignements globaux qui ne permettent que des hypothèses sur les mécanismes intimes des échanges dont on observe les résultats.

La connaissance précise de ces mécanismes présente évidemment un intérêt fondamental car elle apporterait sans doute une réponse à bien des problèmes aujourd'hui encore très controversés, faute de solides bases expérimentales.

Les voies d'échange physico-chimique dont il vient d'être question sont multiples, mais de nombreuses observations suggèrent que les défauts submicroscopiques des cristaux jouent un rôle primordial. L'instrument de choix pour l'étude de ces défauts est le microscope électronique.

La complexité des associations minérales naturelles, d'une part, et l'immense champ d'exploration ouvert au microscope électronique d'autre part, expliquent que son utilisation en pétrographie ait été longtemps différée. Le travail qui vient d'être présenté est un premier essai systématique dans ce domaine.

Son but était de chercher si la microscopie électronique est une technique qui peut apporter à la pétrographie quelque chose de nouveau, et, dans l'affirmative, de déterminer de quelle sorte est cet apport.

Un résumé succinct des résultats obtenus permettra de répondre au premier point et de préciser quelque peu le second.

V-1) Résumé des résultats obtenus et intérêt de la microscopie électronique en pétrographie.

Les feldspaths ont été retenus pour aborder ce problème en raison de leur extrême abondance et de leur importance dans les théories pétrogénétiques.

Après avoir choisi des échantillons dans des gneiss oillés et dans des pegmatites, à cause de leur belle taille, et les avoir observés au microscope électronique, par la méthode des répliques, nous avons remarqué que tous les feldspaths alcalins présentant une structure de micropertithe en films révèlent, après attaque chimique superficielle, une répartition régulière de piqûres d'attaque de long des joints entre phases.

La nécessité de restreindre le champ des recherches nous a conduit à étudier en détail ce phénomène sur un échantillon particulièrement favorable. Un travail préliminaire a consisté à déterminer la composition chimique des deux phases, à préciser leurs orientations macroscopiques et réticulaires mutuelles (ce qui a montré l'existence d'une épitaxie) et à mesurer grossièrement leurs paramètres de réseau ; cela fait, la répartition des piqûres d'attaque a été décrite soigneusement et interprétée par l'existence de deux réseaux de dislocations perpendiculaires dans le plan des interfaces orthose albite ; cette interprétation est confirmée expérimentalement par des micrographies électroniques et par l'étude aux rayons X de la déformation d'une famille de plans réticulaires affectée par ces défauts.

L'origine de ces réseaux de dislocations n'est pas la cohérence épitaxique, mais la contraction thermique différentielle de l'orthose et de l'albite, depuis la température de la démixtion de l'albite, qui s'est formée par exsolution, jusqu'à la température ordinaire.

Le calcul montre que les dislocations sont en équilibre mécanique, ce qui permet d'envisager l'utilisation de la mesure de leur densité linéaire pour évaluer la température de la démixtion.

Que peut-on conclure de ce travail ? Une première constatation s'impose : la plupart des résultats sont nouveaux et ils concernent précisément les défauts cristallins qu'on espérait mettre en évidence.

Une seconde remarque est que le champ des recherches a été volontairement restreint, ce qui laisse penser que de nombreux faits nouveaux sont encore à décrire si on s'attaque à l'ensemble des feldspaths, puis aux autres associations minérales. De plus, au cours de l'étude détaillée de la pegmatite de l'Ardèche, beaucoup d'expériences ont été suggérées qui élargiraient notre compréhension des phénomènes : ainsi, l'étude de l'influence des traitements thermiques sur les piqûres d'attaque serait intéressante à faire. De même, il faudrait tenter d'affiner les techniques d'attaque afin de différencier les divers types de dislocations. On pourrait encore énumérer de nombreuses autres directions de recherches.

Tout ceci montre amplement la nouveauté et l'intérêt de l'apport du microscope électronique à la pétrographie. Le présent travail pose ainsi plus de questions qu'il n'en résoud, et, pour employer une image familière aux prospecteurs, il semble que le gisement découvert soit d'importance. Mais il faut maintenant essayer d'en préciser la nature.

V-2) Nature de l'apport de la microscopie électronique à la pétrographie.

La réponse ne peut être ici aussi précise et catégoriquement affirmative que la précédente. Nous avons dit que les défauts cristallins jouent certainement un rôle important dans les processus d'échange physico-chimiques entre les minéraux des roches ; une chose est incontestable : la microscopie électronique permet de mettre des défauts en évidence, et d'étudier leur répartition et leur propriétés. Ce résultat est très encourageant et prouve que cette technique microscopique est celle qui convient pour apporter au pétrographe des documents indispensables pour l'étude des mécanismes intimes d'échanges.

Si on tente de faire un parallèle entre les apports du microscope polarisant et du microscope électronique, il se dégage l'impression suivante :

- Le microscope polarisant apporte des renseignements qui sont d'emblée d'ordre pétrographique ou pétrogénétique, grâce à l'étude des associations minérales dont l'interprétation est immédiatement guidée par un ensemble de données expérimentales ou empiriques.

- Le microscope électronique sera peut-être un jour capable d'apporter directement des renseignements d'ordre pétrographique par l'étude des défauts cristallins. Il n'en est malheureusement pas encore là. Il semble actuellement qu'une étape supplémentaire soit nécessaire. C'est l'étape de l'interprétation physique des micrographies. Ceci est une chose presque inutile avec le microscope polarisant, la théorie de l'optique cristalline étant bien connue. Cette interprétation physique est indispensable pour qu'un jour les documents électroniques puissent être comparés entre eux. Elle exige la coopération de techniques variées, telles que la dilatométrie, la diffraction des rayons X, éventuellement la diffraction des électrons, et d'autres encore selon les cas.

De plus, on est dans le domaine des défauts cristallins. La compréhension de l'origine et du rôle de ces défauts qui sont mis en évidence par les techniques microscopiques, relève des théories très complexes des édifices cristallins et de leurs imperfections : croissance cristalline, formation des mûcles, théorie des dislocations, épitaxie, etc. .

En définitive, on peut conclure que le microscope électronique ouvre à la pétrographie un vaste domaine d'investigation ; aux difficultés des sciences naturelles, qui sont de trouver un objet bien défini et comparable à un objet de référence, s'ajoutent celles de la physique de l'infiniment petit. Mais le domaine est passionnant et ne doit pas rebuter les chercheurs.

APPENDICE I

DÉTAILS TECHNIQUES SUR LA PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS POUR L'EXAMEN AU MICROSCOPE ÉLECTRONIQUE

AI-1. PRÉPARATION DES SURFACES

AI-11) Après sciage, ou clivage par percussion, la surface est dressée à l'émeri, puis polie en deux étapes.

- avec de la poudre d'émeri de plus en plus fine, sur plateau tournant métallique.
- puis avec de la poudre d'alumine de plus en plus fine, sur feutre, la finition étant opérée avec de l'alumine dite "24 h".

AI-12) Dans certains cas, en particulier pour nous assurer de l'absence d'artéfacts de préparation introduits par le polissage, on utilise une belle surface brute de clivage, en excluant tout dressage et polissage.

AI-2. ATTAQUE DE LA SURFACE APPRÊTÉE

L'échantillon est non conducteur : les méthodes d'attaques électrochimiques sont donc exclues a priori comme le sont aussi les méthodes de polissage électrochimiques. Il reste les méthodes chimiques, et les méthodes physiques.

AI-21) Méthodes chimiques.

Le choix des réactifs est limité par la nature chimique de l'échantillon. Nous avons obtenu facilement de bons résultats à température ordinaire avec l'acide fluorhydrique en solution à des concentrations variant de $\frac{N}{10}$ à 20 N, pour des temps d'attaque de 2 secondes à 2 h 30.

Un essai d'attaque par la vapeur d'eau chargée de CO_2 , à 200° sous 25 Atmosphère conduit à un début d'attaque au bout d'une heure. Nous n'avons pas pratiqué systématiquement cette technique, la première étant plus simple, et ses possibilités loin d'être recensées.

AI-22) Méthode ionique.

C'est la méthode de bombardement ionique, basée sur l'action d'ions accélérés et focalisés sur les surfaces exposées au faisceau.

La source d'ions est un canon élémentaire comprenant deux électrodes cylindriques coaxiales, placées dans une enceinte où règne une pression de l'ordre de 10^{-4} Torr. Les tensions d'accélération varient de 4 à 8 KV environ ; l'atmosphère résiduelle est de l'air ou de l'argon par exemple. Trillat (47) donne des détails techniques et des résultats expérimentaux sur cette méthode d'attaque, ainsi que des références bibliographiques.

AI-3. TECHNIQUE DE REPLIQUE

Nous avons adopté la méthode des répliques directes ou négatives de carbone, obtenues par évaporation de carbone sous vide. Dans un vide de l'ordre de 10^{-5} Torr, un courant électrique intense à travers une électrode de carbone provoque la vaporisation. Le carbone se condense en un film très solide sur la sur-

face préparée, et en reproduit fidèlement tous les reliefs. Le film ne présente aucune structure propre, et la résolution de telles répliques est excellente.

Le décollage se fait en attaquant la surface support de la réplique par l'acide fluorhydrique, qui laisse le film intact. Celui-ci est alors rincé et placé sur la grille porte-objets du microscope électronique.

Le contraste est excellent et d'autant meilleur que le film est plus fin. L'essentiel en est dû la diffusion plus ou moins grande des électrons par le film dont l'épaisseur varie suivant le relief ; en effet, l'épaisseur dépend de l'angle sous lequel les atomes de carbone sont venus se condenser sur la surface.

Mais il est impossible, à moins de mettre en oeuvre des techniques longues et délicates, de distinguer le sens du relief (creux ou bosse).

Nota.

Lors de l'observation de sections polies et attaquées, à l'aide du microscope métallographique, on est souvent gêné par des réflexions internes, qui viennent masquer les détails intéressants. Pour éviter cette difficulté et obtenir de bons clichés, nous avons argenté les surfaces étudiées par évaporation sous vide d'une très fine pellicule de ce métal. Cet artifice permet :

- de réduire très considérablement l'effet des réflexions internes,
- d'augmenter de manière très appréciable le pouvoir réflecteur de la surface observée,
- et d'améliorer le contraste, à condition de faire l'évaporation d'argent sous une incidence oblique.

APPENDICE II

MESURE DES PARAMÈTRES DES RÉSEAUX

AII-1. MESURE DES PARAMETRES METRIQUES DE L'ORTHOSE A PARTIR DES CLICHES DE MONOCRISTAL.

AII-11) Paramètre a de l'orthose.

- On utilise le cliché de cristal tournant, fait avec le rayonnement Cu K_{α} , K_{β} .

Le rayon de la chambre photographique est : $R = 50,4 \pm 0,2$ mm.

Le rayon de la sphère d'Ewald est : $r = \frac{1}{\lambda} = 0,6491 \text{ \AA}^{-1}$

- Le tableau suivant résume l'ensemble des mesures et des calculs :

strates	n_{ooo}	a	$\frac{\Delta a}{a} \%$	$(a - \bar{a})$	$(a - \bar{a})$ pondéré	$10^4(a - \bar{a})^2$ pondéré
0, +1	8,763	8,763	3,8	+0,204	+0,107	114
0, -1	8,763	8,763	3,8	+0,204	+0,107	114
0, +2	4,269	8,538	1,9	-0,021	-0,022	4,8
0, -2	4,288	8,576	1,9	+0,017	+0,018	3,2
0, +3	2,858	8,574	1,4	+0,015	+0,021	4,4
0, -3	2,819	8,457	1,4	-0,102	-0,145	210,3
					$T = +0,086$	$\Sigma = 0,0451$

Le calcul d'erreur est un peu particulier. On peut en effet admettre que l'erreur absolue sur les mesures de longueur est la même pour toutes les mesures. Alors les six mesures n'ont pas la même valeur, car $\frac{\Delta a}{a}$ va décroissant de haut en bas.

Il faut donc donner à chaque mesure un poids proportionnel à sa précision, et tel que la somme des poids soit égale au nombre des mesures, soit 6.

Les deux premières mesures ont un poids p

Les deux suivantes ont un poids q

Les deux dernières ont un poids r .

$$\begin{aligned} 2p + 2q + 2r &= 6 \\ 3,8p &= 1,9q = 1,4r \end{aligned} \quad \begin{aligned} &\text{d'où} \\ p &= 0,525 \\ q &= 1,050 \\ r &= 1,425 \end{aligned}$$

La valeur moyenne pondérée par p , q , r est $\bar{a} = 8,559 \text{ \AA}$.

Les trois dernières colonnes du tableau précédent montrent les calculs de précision, utilisant les valeurs pondérées par p , q , r . Avec $S = \sum \frac{T^2}{n}$, où n est le nombre de mesures, la variance V de la distribution est : $V = \frac{S}{n - 1} = 87,8 \cdot 10^{-4}$.

L'écart type de la distribution de la variable $\bar{a}$ est :

$$\sigma(\bar{a}) = \sqrt{\frac{V}{n}} = 3,82.10^{-2}$$

La vraie valeur de a est située avec 95 % de chances sur l'intervalle $\bar{a} - \lambda. \sigma(\bar{a})$, $\bar{a} + \lambda. \sigma(\bar{a})$ où λ dépend du nombre n de mesures.

Pour $n = 6$, $\lambda = 2,6$ d'où $\Delta a < 0,10$ soit $\frac{\Delta a}{a} < 1,2 \%$

$$a_{orth} = 8,56 \pm 0,10 \text{ \AA}$$

AII-12) Paramètre c de l'orthose.

Le rétigramme permet de mesurer le paramètre réciproque c^* , donc d_{010}^{orth} . On en déduit $c = \frac{d_{001}^{orth}}{\sin \beta}$.

Si R est le rayon de la chambre et λ la longueur d'onde utilisée (Cu K_α), on mesure sur le rétigramme :

$$C^* = R. \lambda. c^* \quad R = 50,4 \pm 0,2 \text{ mm} \quad \lambda = 1,5405 \text{ \AA}$$

$$\text{d'où} \quad R. \lambda. = 77,64.10^7 \text{ \AA}^2$$

Le tableau suivant résume les mesures et le calcul d'erreur. La valeur moyenne mesurée est $\bar{C}^* = 12,00$

C^*	12,02	12,03	12,02	12,01	12,07	12,05	12,00	11,96	11,95	11,98	11,90
$C^* - \bar{C}^*$	0,02	0,03	0,02	0,01	0,07	0,05	0,00	-0,04	-0,05	-0,02	-0,10
$10^4 (C^* - \bar{C}^*)^2$	4	9	4	1	49	25	0	16	25	4	100

$$T = \sum (C^* - \bar{C}^*) = 0$$

$$S = \sum (C^* - \bar{C}^*)^2 = 237.10^{-4}$$

La variance de la distribution est : $V = \frac{S}{n-1} = 0,024$

L'écart type de la variable $\bar{C}^*$ est $\sigma(\bar{C}^*) = \sqrt{\frac{V}{n}} = 0,015$

La vraie valeur de C^* sera, avec 95 % de chances, sur l'intervalle $C^* \pm \lambda. \sigma(\bar{C}^*)$ où $\lambda = 2,23$ est une fonction du nombre de mesures.

On trouve : $\Delta C^* \leq 0,035$ d'où $\frac{\Delta C^*}{C^*} \leq 0,3 \%$

De $C^* = 12,00$ on déduit $d_{001}^{orth} = \frac{R\lambda}{C^*} = 6,47 \text{ \AA}$

Le calcul d'erreur est le suivant :

$$\frac{\Delta d}{d} \leq \frac{\Delta R}{R} + \frac{\Delta C^*}{C^*} \leq 0,7 \% \quad \text{puisque} \quad \frac{\Delta R}{R} < 0,4 \% \quad \text{et} \quad \frac{\Delta C^*}{C^*} \leq 0,3 \%$$

$$\text{d'où} \quad d_{001}^{orth} = 6,47 \pm 0,05 \text{ \AA}$$

De $d_{001}^{orth} = 6,47 \text{ \AA}$ on déduit $c_{orth} = \frac{d_{001}^{orth}}{\sin \beta}$ avec $\beta = 116^\circ 0' \pm 0'1$

$$\frac{\Delta c}{c} \leq \frac{\Delta d}{d} + \cot \beta. d\beta \leq 6 \% \quad c_{orth} = 7,2 \pm 0,4 \text{ \AA}$$

La très médiocre précision sur c_{orth} résulte de la connaissance peu précise de β , la mesure de d_{001}^{orth} étant au contraire assez bonne.

AII-13) Paramètre b de l'orthose.

On peut le mesurer sur le rétigramme comme l'on a fait pour c , mais on en fera une mesure beaucoup plus précise par une autre méthode.

Nous donnons donc ici, simplement à titre indicatif, le résultat de la mesure sur rétigramme :

$$b_{orth} = d_{010}^{orth} = 12,98 \pm 0,16 \text{ \AA} \quad \frac{\Delta b}{b} \leq 1,3 \%$$

AII-2. MESURE PRECISE DE d_{010}^{orth}

La méthode est exposée au paragraphe III-152, page

Les quatre tableaux suivants montrent les différentes valeurs de θ_{0k0} pour les quatre azimuths de la préparation. Chaque tableau contient trois séries de mesures. Puis, la correction d'absorption est faite pour chaque valeur de θ_{0k0} .

Nota.

Chaque valeur de θ_{0k0} donnée est la moyenne de six mesures, chaque raie étant enregistrée 6 fois dans des conditions identiques.

Ces valeurs corrigées sont ensuite converties en distances interréticulaires d_{0k0} (exprimées en Å), et multipliées par k pour obtenir d_{010}^{orth} .

Les valeurs $d_{010}^{orth} = k \cdot d_{0k0}$ que nous venons de calculer ont été portées graphiquement en fonction de θ_{0k0} (Fig. III-8). On obtient ainsi un faisceau de courbes.

Le tableau suivant montre les valeurs mesurées sur les courbes précédentes pour les angles 20° , 30° , 40° , 50° , 60° , et le calcul de la moyenne de ces valeurs, ainsi que la marge d'incertitude correspondante ; ceci permet de construire les courbes de la figure III-9, sur lesquelles on extrapole la valeur de d_{010}^{orth} et la marge d'incertitude.

On trouve $d_{010}^{orth} = b_{orth} = 12,973 \pm 0,002 \text{ \AA}$

Avec une précision $\frac{\Delta b}{b} \leq 1,6 \cdot 10^{-4}$.

AII-3. MESURE PRECISE DE $\epsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$

La méthode est décrite au paragraphe IV-7. Deux séries de mesures de $\Delta\theta$ ont été faites, l'une avec la radiation Cu K_{α_1} et l'autre avec la radiation Co K_{α_1} . Le tableau suivant montre les mesures et les calculs correspondants. Il en ressort que la série de mesures avec Cu K_{α_1} est meilleure ; et c'est à cette série que nous nous référerons pour donner le résultat.

- On mesure l'écart angulaire $\Delta\theta$, dont on calcule la moyenne et la dispersion, pour les réflexions (040).
- Puis on calcule la différence Δd correspondante :

$$\Delta d = -d \cot \theta \cdot \Delta\theta \quad \text{d'où on déduit} \quad \epsilon = 4 \cdot \Delta d.$$

- Pour le calcul d'erreur, on utilise la relation ci-dessus :

$$\frac{\delta(\Delta d)}{\Delta d} \leq \frac{\Delta d}{d} + \frac{2 \cdot \Delta\theta}{\sin 2\theta} + \frac{\delta(\Delta\theta)}{\Delta\theta} ;$$

$\Delta\theta$ a été calculé précédemment.

	raie (020)		raie (040)		raie (060)		raie (080)		raie (0, 10, 0)	
	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)
Séries										
1	17,5	7° 948	435	16° 025	963	24° 448	21,5	33° 480		
2	-	-	20	16° 012	90	24° 440	27	33° 482	15,3	43° 596
3	20	7° 906	552	15° 995	561	24° 4215	68	33° 4579	47,8	43° 570
Correction d'absorption.										
1		7° 9489		16° 0267		24° 4504		33° 4829		-
2		-		16° 0137		24° 4424		33° 4849		43° 5991
3		7° 9069		15° 9967		24° 4239		33° 4608		43° 5731
d_{0k0}										
1		6,4680		3,2397		2,1610		1,6213		-
2		-		3,2423		2,1616		1,6212		1,2970
3		6,5021		3,2457		2,1632		1,6222		1,2976
$k \cdot d_{0k0}$										
1		12,9360		12,9588		12,9660		12,9704		-
2		-		12,9692		12,9696		12,9696		12,9700
3		13,0042		12,9828		12,9792		12,9776		12,9760

$\vec{a}$ vertical

	raie (020)		raie (040)		raie (060)		raie (080)		raie (0, 10, 0)	
	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)
Séries										
1	15,2	7° 896	222	15° 975	328	24° 398	-	-	-	-
2	13	7° 8877	240	15° 9755	334	24° 3921	5	33° 4194	-	-
3	7,5	7° 9370	152	16° 0269	81,5	24° 4578	3,7	33° 4946	-	-
Correction d'absorption										
1		7° 8969		15° 9767		24° 4004		-		-
2		7° 8886		15° 9772		24° 3945		33° 4223		-
3		7° 9379		16° 0286		24° 4602		33° 4975		-
d_{0k0}										
1		6,5102		3,2496		2,1652				
2		6,5171		3,2495		2,1656		1,6239		
3		6,4769		3,2394		2,1602		1,6206		
$k \cdot d_{0k0}$										
1		13,0204		12,9984		12,9912				
2		13,0342		12,9980		12,9936		12,9912		
3		13,9538		12,9576		12,9612		12,9648		

$\vec{a}$ à 45°

	raie (020)		raie (040)		raie (060)		raie (080)		raie (0, 10, 0)	
	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)
Séries										
1	3	7° 889	214	15° 960	968	24° 384	121	33° 423	10, 2	43° 542
2	-	-	43	16° 0027	169	24° 428	29	33° 4698	18	43° 585
3	22, 4	7° 9101	8	16° 0000	255	24° 4173	15	33° 4400	8	43° 5502
Correction d'absorption										
1		7° 8899		15° 9617		24° 3864		33° 4259		43° 5451
2		-		16° 0044		24° 4304		33° 4727		43° 5881
3		7° 9110		16° 0017		24° 4197		33° 4429		43° 5533
1		6. 5160		3. 2526		2. 1663		1. 6237		1. 2983
2		-		3. 2441		2. 1627		1. 6217		1. 2973
3		6. 4988		3. 2447		2. 1635		1. 6230		1. 2981
1		13. 0320		13. 0104		12. 9978		12. 9896		12. 9830
2		-		12. 9764		12. 9762		12. 9736		12. 9730
3		12. 9976		12. 9788		12. 9810		12. 9840		12. 9810

$\vec{d}$ à 90° (horizontal)

	raie (020)		raie (040)		raie (060)		raie (080)		raie (0, 10, 0)	
	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)	I	(θ)
Séries										
1	14, 6	7° 937	113, 4	16° 021	233, 6	24° 447	16, 6	33° 489	7, 6	43° 597
2	-	-	44	15° 953	202	24° 3936	5, 5	33° 443	-	-
3	15, 6	7° 8899	394	15° 9581	320	24° 3807	-	-	-	-
Correction d'absorption										
1		7° 9379		16° 0227		24° 4494		33° 4919		43° 6001
2		-		15° 9547		24° 3960		33° 4459		-
3		7° 8908		15° 9598		24° 3831		-		-
1		6. 4769		3. 2406		2. 1610		1. 6209		1. 2970
2		-		3. 2540		2. 1656		1. 6229		-
3		6. 5152		3. 2529		2. 1666		-		-
1		12. 9538		12. 9624		12. 9660		12. 9672		-
2		-		13. 0160		12. 9936		12. 9832		-
3		13. 0304		13. 0116		12. 9996		-		-

$\vec{d}$ à 135°

Angle	20°	30°	40°	50°	60°
d_{010}^{orth}	12,9590 12,9625 12,9646 12,9692 12,9758 12,9804 12,9941 13,0011 13,0028 13,0046	12,9635 12,9669 12,9690 12,9696 12,9742 12,9777 12,9864 12,9883 12,9916 12,9937	12,9674 12,9674 12,9699 12,9711 12,9732 12,9763 12,9787 12,9840 12,9848 12,9866	12,9675 12,9698 12,9700 12,9718 12,9725 12,9746 12,9758 12,9802 12,9806 12,9818	12,9676 12,9700 12,9708 12,9720 12,9720 12,9720 12,9757 12,9773 12,9780 12,9785
Valeur moyenne d_m	12,9814	12,9781	12,9759	12,9745	12,9734
Ecart à la moyenne $10^2 (d-d_m)$	-2,24 -1,89 -1,68 -1,22 -0,56 -0,10 +1,27 +1,97 +2,14 +2,32	-1,46 -1,12 -0,91 -0,85 -0,39 -0,04 +0,83 +1,02 +1,35 +1,56	-0,85 -0,85 -0,60 -0,48 -0,27 +0,04 +0,28 +0,81 +0,89 +1,07	-0,70 -0,47 -0,45 -0,27 -0,20 +0,01 +0,13 +0,57 +0,61 +0,73	-0,58 -0,34 -0,26 -0,14 -0,14 -0,14 +0,23 +0,39 +0,46 +0,51
$S = 10^4 \sum (d-d_m)^2$	28,68	11,07	4,78	2,27	1,25
Variance $V^* \cdot 10^4$	3,187	1,230	0,531	0,252	0,139
Ecart type $\sigma \cdot 10^3$	5,645	3,507	2,304	1,587	1,179
$\Delta d = 2,262 \sigma$	$12,77 \cdot 10^{-3}$	$7,93 \cdot 10^{-3}$	$5,21 \cdot 10^{-3}$	$3,59 \cdot 10^{-3}$	$2,67 \cdot 10^{-3}$
$10^4 \Delta d/d$	9,85	6,12	4,02	2,77	2,06

	Rayonnement $\lambda = \text{Cu K}_{\alpha_1}$	Rayonnement $\lambda = \text{Co K}_{\alpha_1}$
$\Delta\theta$ en degrés et millièmes de degrés	0,221 0,222 0,221 0,222 0,221	0,260 0,253 0,253 0,260
Moyenne	0,2214	0,2590
Ecart à la moyenne : $10^4 (\Delta\theta - \bar{\Delta\theta})$	- 4 + 6 - 4 + 6 - 4	+ 10 - 60 + 40 + 10
Somme des carrés des écarts à la moyenne $S = \sum (\Delta\theta - \bar{\Delta\theta})^2$	$1,2 \cdot 10^{-6}$	$54 \cdot 10^{-6}$
Variance V	$0,3 \cdot 10^{-6}$	$18 \cdot 10^{-6}$
Ecart type de la moyenne: σ	$2,3 \cdot 10^{-4}$	$2,12 \cdot 10^{-3}$
$\delta(\Delta\theta) = \lambda\sigma$	$6,4 \cdot 10^{-4}$	$6,75 \cdot 10^{-3}$
$\delta(\Delta\theta)/\Delta\theta$	$2,9 \cdot 10^{-3}$	$2,6 \cdot 10^{-2}$
d_{400}	3,24325	3,24325
θ_{400} grades	15,265	17,7875
$\cot g. \theta$	4,0902	3,4864
$\Delta\theta$ radians	$-3,864 \cdot 10^{-3}$	$-4,520 \cdot 10^{-3}$
$\Delta d \text{ \AA}$	0,0512	0,0511
$\delta(\Delta d)/\Delta d$	$2,9 \cdot 10^{-3}$	$2,6 \cdot 10^{-2}$

On garde donc les résultats de la série au cuivre :

$$\varepsilon = 4, \Delta d = 0,2048 \pm 0,0006 \text{ \AA}. \quad \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon} < 3 \cdot 10^{-3}$$

AII-4. MESURE DE L'ANGLE DES DEUX RANGEES $\vec{C}^*$ EQUIVALENTES DE L'ALBITE
AVEC LA RANGEE $\vec{C}^*$ DE L'ORTHOSE.

Appelons cet angle ψ .

On mesure $\text{tg } \psi$, et on confond ψ en radians avec $\text{tg } \psi$.

Posons $\psi_0 = 200'$ d'arc.

Le tableau suivant résume les mesures et le calcul d'erreur.

$10^2 \psi$ (rad)	ψ (min. d'arc)	$\psi - \psi_0$	$(\psi - \psi_0)^2$
6,0625	208,4	+ 8,4	70
7,0000	240,6	+40,6	1648
6,6875	229,9	+29,9	894
5,2500	180,5	-19,5	380
6,3125	217,0	+17,0	289
6,2500	214,8	+14,8	219
6,3125	217,0	+17,0	289
5,1250	176,2	-23,8	566
5,7500	197,7	- 2,3	529
6,3125	217,0	+17,0	289
6,3750	219,2	+19,2	368
6,2500	214,9	+14,9	222
6,2500	214,9	+14,9	222
5,6875	195,6	- 4,4	19
		$T = 143,7$	$\Sigma = 6004$

On trouve pour ψ la valeur $\psi = 210'$ d'arc.

De la même manière que précédemment, on calcule $\Delta\psi$ et on trouve :

$$\Delta\psi \leq 11' \quad \text{d'où} \quad \frac{\Delta\psi}{\psi} \leq 5\% \quad \psi = 3^\circ 30' \pm 11'$$

APPENDICE III

ÉQUIDISTANCE DES PIQUES INTERACTIONS ET ÉQUILIBRE DES DISLOCATIONS [108]

AIII-1. ÉQUILIBRE DES DISLOCATIONS DANS UNE LAMELLE D'ÉPAISSEUR CONSTANTE.

Nous sommes en présence d'un système limité, où le nombre N de dislocations est déterminé : si $2a$ désigne la longueur de la lamelle, δ l'équidistance des dislocations, et ρ leur densité linéaire, on peut écrire $N = 2a/\delta = 2a\rho$. ρ est imposé par le phénomène de la contraction thermique différentielle.

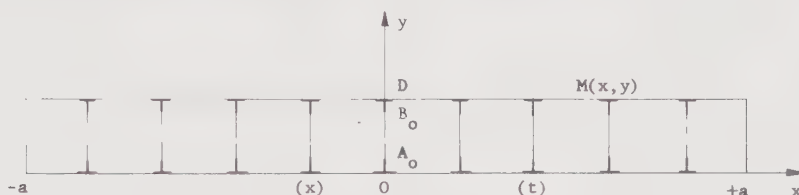


Fig. A III-1

Nous ferons le calcul avec les conditions suivantes :

- Les dislocations sont mobiles uniquement dans leur plan de glissement.
- Les plans supplémentaires sont indéformables ; les deux dislocations d'une même paire sont donc solidaires dans leurs mouvements.
- Les dislocations sont rectilignes et infiniment longues. Une boucle de dislocation est en équilibre si les forces exercées sur elle par toutes les autres boucles ont une somme nulle, suivant Ox (Fig. AIII-1).

Si D est l'épaisseur de la lamelle, le système est symétrique par rapport au plan $y = D/2$. Il suffit donc d'écrire l'équilibre pour l'une des deux dislocations d'une paire.

AIII-11) Action de la dislocation située à l'origine des coordonnées sur la dislocation située en (x, y) .

La dislocation coin A_0 (Fig. AIII-1) crée autour d'elle un champ de contraintes défini par le tenseur.

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{bmatrix}$$

Si $\vec{b}$ désigne son vecteur de Burgers, les contraintes σ_{ij} ont les expressions suivantes, en coordonnées cylindriques :

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= -\frac{Kb}{r} \sin \theta (2 + \cos 2\theta) & \sigma_{12} &= \frac{Kb}{r} \cos \theta \cdot \cos 2\theta \\ \sigma_{22} &= \frac{Kb}{r} \sin \theta \cdot \cos 2\theta & \sigma_{33} &= \nu (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \end{aligned}$$

Dans ces expressions, ν désigne le coefficient de Poisson, μ le module de rigidité, r et θ les coordonnées cylindriques dans le plan, et $K = \mu/4\pi \cdot (1 - \nu)$ (Voir Friedel, (41)).

Plaçons au point $M(x, y)$ une dislocation coin de vecteur de Burgers $\vec{b}_u$, parallèle à $\vec{b}$. Elle subit de la part de la dislocation A_0 une force dont l'expression par unité de longueur est :

$$\vec{F}_u = ([\sigma] \cdot \vec{b}_u) \wedge \vec{L}$$

$\vec{L}$ désignant un vecteur unitaire porté par la ligne de dislocation. Dans notre système d'axes, $\vec{b}_M$ et $\vec{L}$ prennent la forme :

$$\vec{b}_M = \begin{pmatrix} b_M \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \vec{L} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{pmatrix}$$

d'où on déduit :

$$\vec{F}_M = \begin{cases} f_M^x = \sigma_{12} \cdot b_M = Kb \cdot b_M \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \\ f_M^y = -\sigma_{11} \cdot b_M = Kb \cdot b_M \frac{y(3x^2 + y^2)}{(x^2 + y^2)^2} \\ f_M^z = 0 \end{cases}$$

AIII-12) Force suivant Ox, exercée sur la dislocation M (x, y) par la boucle A_0, B_0 .

Les dislocations A_0 et B_0 ont des vecteurs de Burgers de sens différents, $\vec{b}$ et $-\vec{b}$.

- Force exercée par A_0 .

Origine en A_0 :

$$f_M^x = K \cdot b \cdot b_M \cdot \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2} = K \cdot b \cdot b_M \cdot \frac{x(x^2 - D^2)}{(x^2 + D^2)^2}.$$

- Force exercée par B_0 .

Origine en B_0 :

$$f_M^x = -K \cdot b \cdot b_M \cdot \frac{1}{x}.$$

- Force totale subie par la dislocation de la part de A_0 et B_0 :

$$F_M^x = K \cdot b^2 \cdot \frac{D^2 (3x^2 + D^2)}{x (x^2 + D^2)^2}$$

AIII-13) Equation d'équilibre.

Calculons maintenant l'action sur la dislocation M (x, y) de la boucle placée à l'abscisse $x = t$.

$$F_M^{x-t} = K \cdot b^2 \cdot \frac{D^2 [3(x-t)^2 + D^2]}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2}$$

L'équation d'équilibre est $\sum_{t=-a}^{t=+a} (F_M^{x-t}) = 0$ soit

$$\sum_{t=-a}^{t=+a} \frac{K \cdot b^2 \cdot D^2 [3(x-t)^2 + D^2]}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2} = 0$$

Pour simplifier le calcul, nous ferons l'approximation d'assimiler la distribution des dislocations à une distribution continue, de densité $\rho(t)$. Cette approximation n'a évidemment pas de sens au voisinage immédiat de l'extrémité des lamelles où il y a une discontinuité.

La portion de lamelle comprise entre les abscisses $t - dt/2$ et $t + dt/2$ contient $\rho(t) \cdot dt$ dislocations, et $\int_{-a}^{+a} \rho(t) \cdot dt = N$.

Cette tranche exerce sur la dislocation M(x, y) une force :

$$dF^x = K \cdot b^2 \cdot \frac{D^2 [3(x-t)^2 + D^2]}{(x-t) [(x-t)^2 + D^2]^2} \cdot \rho(t) \cdot dt$$

L'équation d'équilibre est alors :

$$K \cdot b^2 \int_{-a}^{+a} \frac{D^2 [3(x-t)^2 + D^2]}{(x-t)^2 [(x-t)^2 + D^2]^2} \cdot \rho(t) \cdot dt = 0$$

Elle exprime que le produit de composition des fonctions :

$$f(x) = K \cdot b^2 \frac{D^2 (3x^2 + D^2)}{x(x^2 + D^2)^2} \quad \text{et} \quad \rho(x)$$

doit être nul.

AIII-14) Solution.

La fonction $f(x)$ est impaire. Elle est représentée sur la figure AIII-2.

Une densité constante $\rho(t) = \rho_0$ est une solution de notre problème. Elle serait rigoureuse si le milieu était illimité. Mais au voisinage de l'extrémité des lamelles, la formulation continue du problème fait apparaître une discontinuité. Nous avons signalé que cette formulation n'a pas de sens dans ces conditions.

Dans une lamelle d'épaisseur constante, les boucles de dislocations se disposeront donc de manière à être équidistantes. Leur densité linéaire reste constante ; elle est déterminée par la contraction thermique différentielle.

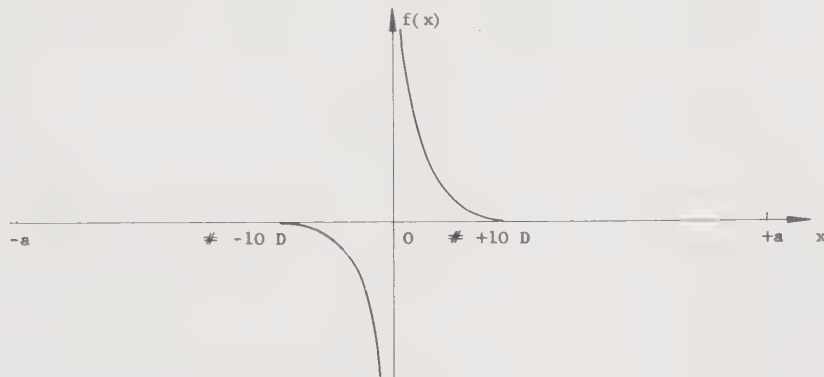


Fig. A III-2

La première approximation qui consiste à supposer constante l'épaisseur des lamelles ne permet donc pas de rendre compte de la variation de l'équidistance des piqures en fonction de l'épaisseur des lamelles. En effet, l'équidistance imposée est la même pour deux lamelles dont l'épaisseur, constante pour chacune d'elles, est différente.

En réalité, l'épaisseur d'une lamelle n'est pas constante. Les boucles de dislocations ne sont alors plus toutes identiques et la variation de l'équidistance provient de la différence de leurs dimensions.

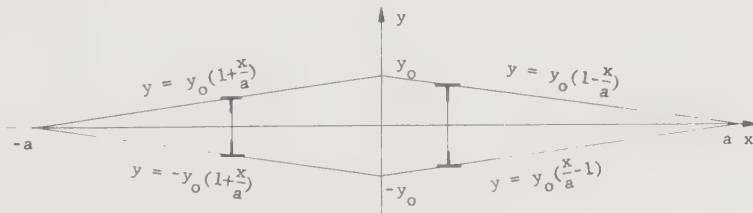


Fig. A III-3

AIII-2. EQUILIBRE DE DISLOCATIONS DANS UNE LAMELLE D'ÉPAISSEUR VARIABLE.

D'après ce qu'on observe au microscope électronique, on peut schématiser la forme des lamelles comme l'indique la figure AIII-3. De cette manière, l'épaisseur est une fonction linéaire de l'abscisse.

AIII-21) Expression de la force subie par une boucle (x), de la part d'une boucle (t).

Selon que l'on est dans l'un des quatre cas suivants :

$$(1) \begin{cases} -a < t < 0 \\ -a < x < 0 \end{cases} \quad (2) \begin{cases} 0 < t < a \\ -a < x < 0 \end{cases} \quad (3) \begin{cases} -a < t < 0 \\ 0 < x < a \end{cases} \quad (4) \begin{cases} 0 < t < a \\ 0 < x < a \end{cases}$$

on aboutit, en remplaçant y par ses expressions en fonction de x, aux quatre formules suivantes :

$$f_1 = \frac{Ka^2b^2}{x-t} \left[\frac{a^2 - y_o^2}{(a^2 + y_o^2)^2} - \frac{a^2 - 4y_o^2 \left[\frac{a}{x-t} + \frac{x+t}{2(x-t)} \right]^2}{\left\{ a^2 + 4y_o^2 \left[\frac{a}{x-t} + \frac{x+t}{2(x-t)} \right]^2 \right\}^2} \right] \quad (1)$$

$$f_2 = \frac{Ka^2b^2}{x-t} \left[\frac{a^2 - y_o^2 \left(\frac{x+t}{x-t} \right)^2}{\left\{ a^2 + y_o^2 \left(\frac{x+t}{x-t} \right)^2 \right\}^2} - \frac{a^2 - 4y_o^2 \left(\frac{a}{x-t} + \frac{1}{2} \right)^2}{\left\{ a^2 + 4y_o^2 \left(\frac{a}{x-t} + \frac{1}{2} \right)^2 \right\}^2} \right] \quad (2)$$

$$f_3 = \frac{Ka^2b^2}{x-t} \left[\frac{a^2 - y_o^2 \left(\frac{x+t}{x-t} \right)^2}{\left\{ a^2 + y_o^2 \left(\frac{x+t}{x-t} \right)^2 \right\}^2} - \frac{a^2 - 4y_o^2 \left(\frac{a}{x-t} - \frac{1}{2} \right)^2}{\left\{ a^2 + 4y_o^2 \left(\frac{a}{x-t} - \frac{1}{2} \right)^2 \right\}^2} \right] \quad (3)$$

$$f_4 = \frac{Ka^2b^2}{x-t} \left[\frac{a^2 - y_o^2}{(a^2 + y_o^2)^2} - \frac{a^2 - 4y_o^2 \left[\frac{a}{x-t} - \frac{x+t}{2(x-t)} \right]^2}{\left\{ a^2 + 4y_o^2 \left[\frac{a}{x-t} - \frac{x+t}{2(x-t)} \right]^2 \right\}^2} \right] \quad (4)$$

Comme précédemment, assimilons la distribution des dislocations à une distribution continue. Nous pouvons alors écrire l'équation de l'équilibre.

AIII-22) Equation de l'équilibre.

Deux cas se présentent, selon que x est positif ou négatif.

$$(5). \quad x \text{ positif} \quad \int_{-a}^0 f_3(x, t) \cdot \rho(t) \cdot dt + \int_0^a f_4(x, t) \cdot \rho(t) \cdot dt = 0$$

$$(6). \quad x \text{ négatif} \quad \int_{-a}^0 f_1(x, t) \cdot \rho(t) \cdot dt + \int_0^a f_2(x, t) \cdot \rho(t) \cdot dt = 0$$

AIII-23) Solution.

AIII-231) Conditions à imposer à $\rho(t)$.

Si, dans l'équation (6), on change (x) en (-x) et (t) en (-t), on trouve une équation identique à l'équation (5), à ceci près que $\rho(t)$ est changé en $\rho(-t)$. Appelons cette équation l'équation (7). Les équations (5) et (7) ne sont compatibles que si $\rho(t) = \rho(-t)$, c'est-à-dire si $\rho(t)$ est une fonction paire.

Nous nous bornerons donc à l'étude du cas où x est positif.

AIII-232) Discussion et solution.

Si $|x - t|$ est supérieur ou égal à 10.D, on peut considérer avec une très bonne approximation que les forces f_1, f_2, f_3, f_4 sont nulles. La densité $\rho(t)$ est alors quelconque.

Si $|x - t|$ est inférieur à 10.D, il nous faut comparer les fonctions $f_3(x, t)$ et $f_4(x, t)$ avec la fonction $f(x - t)$ du paragraphe AIII-13.

Puisque $|x - t|$ est inférieur à 10.D et que x est positif, considérons seulement l'intervalle de variation $10.D < x < a - 10.D$; t ne prend ainsi que des valeurs positives. L'équation se réduit alors à :

$$\int_0^a f_4(x, t) \cdot \rho(t) \cdot dt = 0 \quad (8)$$

Posons $y_0 = D/2$ dans l'expression de $f_4(x, t)$, formons la différence $f(x - t) - f_4(x, t)$, et étudions son signe. Le tableau suivant résume les résultats de cette étude.

$x - t$	- 10D		# -D	0	# +D	+ 10D	
$f_4 - f$	# 0	+	0	-	+	0	- # 0

La figure AIII-4 montre la disposition relative des deux courbes correspondantes.

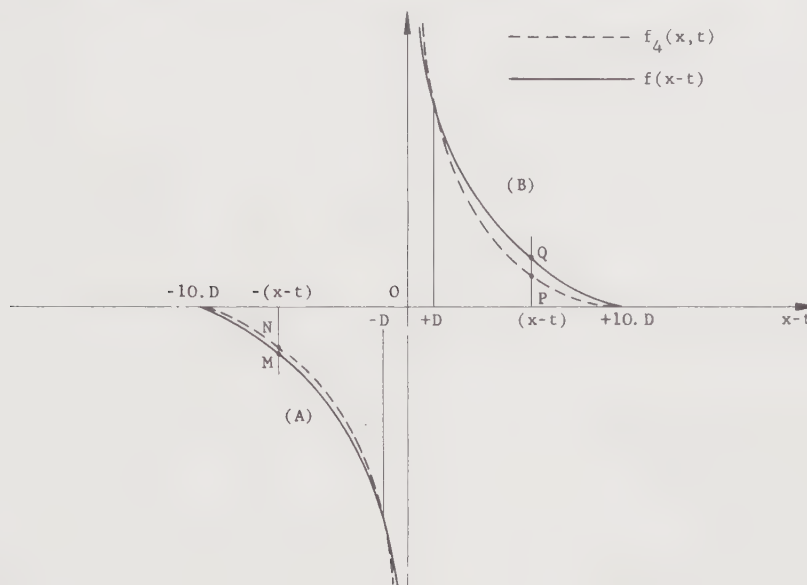


Fig. AIII-4

Les aires délimitées par les axes et les branches A et B de la courbe $f(x - t)$ sont égales en valeur absolues. Le point délicat du calcul est de montrer que la branche B de la courbe $f_4(x, t)$ détermine avec les axes une aire plus petite que celle délimitée par sa branche A. Pour $|x - t|$ compris entre D et 10.D, le segment MN (Fig. AIII-4) est inférieur au segment PQ.

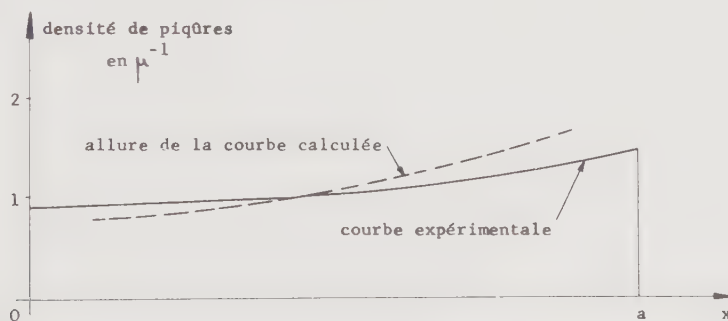


Fig. AIII-5

Mais, pour $|x - t|$ inférieur à D (environ), $|f_4|$ est supérieur à $|f|$. Cependant, dans ce cas, la symétrie de la courbe f_4 est presque parfaite, et d'autant plus que $|x - t|$ est plus petit, car pour $x - t = 0$, $f_4 = f$. Les portions de courbes correspondantes engendrent des aires pratiquement égales, et toute la différence provient des portions de courbes pour lesquelles $|x - t|$ est compris entre D et 10.D. Alors la branche B délimite une aire plus petite que la branche A.

Dans l'intervalle $x - 10.D$, $x + 10.D$, la solution $\rho(t) = \rho_0$ ne convient plus. Il faut la remplacer par une fonction croissante telle que l'intégrale $\int_{x-10D}^{x+10D} f_4 \cdot \rho(t) dt$ soit nulle.

Parmi toutes les solutions possibles, choisissons une fonction $\rho(t)$ continue.

Lorsque x croît de $10 D$ à $a-10 D$, la dissymétrie de la fonction $f_4(x, t)$ augmente, de sorte qu'il faut choisir des solutions de plus en plus croissantes, si on donne à x les valeurs successives $20 D, 40 D, 60 D$, etc..

Imposons à la solution cherchée d'être continue pour les valeurs $x = 10 D, 30 D, 50 D$, etc.. Cette solution, dont nous n'avons pas l'expression analytique, à la forme représentée sur la figure AIII-5.

Sur la même figure, nous avons dessiné la courbe expérimentale transposée en densité, et représentée en fonction de l'abscisse x et non plus en fonction de l'épaisseur. Elle a exactement la même forme que la densité calculée.

On peut donc conclure que c'est la forme des lamelles qui explique la variation de l'équidistance des dislocations, sous l'influence de leurs interactions élastiques.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) ROUBAULT M. (1955). - L'évolution récente des idées en pétrographie. *Cursillos y Conferencias del Instituto "Lucas Mallada"*, Fascículo II, p. 161, C.S.I.C. Madrid.
- (2) BATES T.F. (1958) - Selected Electron Micrographs of Clays and others fine-grained Minerals. *Final Report on the Investigations on Morphology, Origine, and Structure of fine-grained Minerals*, Pennsylvania State Univ., Sept. 1958, Contract, Nr. : N.6.0.N.R. 26914, Reference Nr. : N.R.081-098, Code 416.
- (3) PFEFFERKORN G. (1950). - *Optik*, 7. Sonderheft, 2, 218.
PFEFFERKORN G. et WESTERMAN H. (1952). - *Neues Jahrb. Miner. Monatsh.*, 1951, 97.
- (4) DEICHA G. (1961). - *C.R. Acad. Sc.*, 253, 1774.
(1962). - *C.R. Acad. Sc.*, 254, 2796.
- (5) WYART J., OBERLIN A. et TCHOUBAR C. (1953). - *C.R. Acad. Sc.*, 256, 554.
- (6) BAIER E. et PENSE J. (1957). - *Naturwiss.*, 44, 110.
- (7) THOMSON (1843). - *Phil. Mag.*, 22, 188.
- (8) HUNTZ (1851). - *Phil. Mag.*, 1, 322.
(1851). - *Amer. Journ.*, 12, 212.
- (9) BREITHAUPT (1861). - *Berg. U. Hüttenm. Zeitg.*, 20, 69.
- (10) BECKE. - *Tscherm. Mitth.*, N.F., 4, 199.
- (11) NEUBAUER (1879). - *Zeitch. Geol. Ges.*, 31, 411.
- (12) BRØGGER. - *Groth's. Zeitch.*, 16, 554.
- (13) KOZU S. et ENDO Y. (1921). - *Sc. Rep. Tôhoku Univ.*, Ser. 3, 1, 1.
- (14) SPENGER E. (1930). - *Min. Mag.*, 22, 291.
(1937). - *Min. Mag.*, 24, 453.
- (15) CHAO S.H., SMARE D.L. et TAYLOR W.H. (1939). - *Min. Mag.*, 25, 338.
CHAO S.H. et TAYLOR W.H. (1940). - *Proc. Roy. Soc.*, London, 174, 57.
- (16) LAVES F. (1951). - *Abstract Paper Amer. Cryst. Assoc.*, Washington D.C.
- (17) TUTTLE O.F. (1952). - *Am. Journ. Sc. Bowen Vol.* 553.
- (18) MACKENZIE W.S. et SMITH J.V. (1962). - *Norsk Geol. Tidsskr.*, 42, 2, 72.
- (19) LAVES F. et SOLDATOS K. (1962). - *Zeitsch. Krist.*, 117, 209.
(1963). - *Zeitsch. Krist.*, 118, 69.
SOLDATOS K. (1962). - *Norsk Geol. Tidsskr.*, 42 2. 180.
- (20) ANDERSEN O. (1928). - *Norsk Geol. Tidsskr.*, 10, 116.
- (21) HEIER K. (1955). - *Norsk Geol. Tidsskr.*, 35, 87.
- (22) WALLACE S.R. (1956). - *Journ. Geol.*, 64, 369.
- (23) GATES R.M. (1953). - *Mem. Geol. Soc. Am.*, 52, 55.
- (24) BARTH T.F.W. (1956). - 3ème Réunion Internationale de la Réactivité à l'Etat Sodide. Madrid, Sect. 3, 363.
- (25) HALL C.E. (1953). - *Introduction to Electron Microscopy*. Mac Graw Hill, New York.
- (26) TOURET J. (1962). - *Norges Geologiske Undersøkelse*, 215, 120.
- (27) TOURET J. (1963). - *C.R. Acad. Sc.*, 256, 2885.
- (28) MICHOT (1957). - *Geol. Rdsch.*, 46, 147.

- (29) ROUBAULT M. (1958). - *C.R. Acad. Sc.*, 247, 1355.
- (30) ORVILLE P.M. (1963). - *Am. Journ. Sc.*, 261, 201.
- (31) SMITH J.V. (1956). - *Min. Mag.*, 31, 47.
- (32) BARTH T.F.W. (1956). - *Norske Vidensk. Akad. Oslo, Skr I, Mat. Naturvidenskapelig Klasse*, 1, 1.
- (33) TUTTLE O.F. (1952). - *Am. Journ. Sc. Bowen Vol.* 553.
- (34) FERGUSON R.B., TRAILL R.J. et TAYLOR W.H. (1958). - *Acta Cryst.*, 11, 331.
- (35) JONES J. et TAYLOR W.H. (1961). - *Acta Cryst.*, 14, 443.
- (36) ROSENQVIST I. Th. (1952). - *Univ. Bergen. Arbok*, 1952. *Naturvitenskapelig Rekke*, Nr. 4, 9.
- (37) KOZU S. et UEDA J. (1933). - *Proc. Imp. Acad.*, Tokyo, 9, 262.
- (38) KOZU S. et SAIKI S. (1925). - *Sc. Rep. Tôhoku Imp. Univ.*, 2, 203.
- (39) NABARRO F.R.N. (1940). - *Proc. Phys. Soc.*, London, 52, 90.
- (40) READ W.T. (1953). - *Dislocations in crystals*. Mac Graw Hill, New York.
- (41) FRIEDEL J. (1956). - *Les dislocations*. Gauthier-Villars, Paris.
- (42) SAUCIER H. et SAPLEVITCH A. - *Norsk Geol. Tidsskr.*, 42, 2, 224.
- (43) NEWKIRK J.B. et WERNIK J.H. (1963) *Direct Observations of Imperfections in Crystals. Interscience Publ.* J. Wiley & Sons. New-York.
- (44) ALEXANDER L. (1948). - *J. Appl. Phys.*, U.S.A., 19, 1068.
 (1950). - *J. Appl. Phys.*, U.S.A., 21, 126.
 (1954). - *J. Appl. Phys.*, U.S.A., 25, 155.
- (45) EASTBROOK J.N. (1952). - *J. Appl. Phys.*, U.S.A., 23, 349.
- (46) BRAGG W.L. (1948). - *Acta Cryst.*, 1, 46.
- (47) TRILLAT J.J. (1961). - *Le Bombardement Ionique, nouvelle méthode d'étude des Surfaces. Centre d'Etudes des Projectiles Autopropulsés, R.A. N° 9902*, 8 février 1961.
- (48) GUINIER A. (1956). - *Théorie et Technique de la Radio-cristallographie*. Dunod, Paris.
- (49) ABERDAM D. et KERN R. (1962). - *C.R. Acad. Sc.* 255. 734.
- (50) ABERDAM D., KERN R. LEYMARIE P. et PIERROT M. (1964). - *C.R. Acad. Sc.*, 258, 1268.
- (51) LEYMARIE P. et ABERDAM D. (1964). - *Méthode d'étude des désorientations de plans réticulaires dans un monocristal. Sciences de la Terre*, t. IX, n° 4, pp. 381-390.

TABLE DES MATIÈRES

Chapitre I GENERALITES

	Pages
I-1. INTRODUCTION.....	7
I-2. PRINCIPALES DIRECTIONS DE RECHERCHES SUR LES FELDSPATHS.....	7
I-3. APPORT DE LA MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A L'ETUDE DES MINERAUX.....	7
I-4. PRINCIPAUX TRAVAUX SUR LES PERTHITES.....	8
I-5. PLAN DU PRESENT TRAVAIL.....	9

Chapitre II ETUDE AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE PAR TRANSMISSION DE QUELQUES FELDSPATHS D'ORIGINES DIVERSES

II-1. GENERALITES SUR LES MODES OPERATOIRES.....	11
II-2. METHODES EMPLOYEES POUR L'ETUDE DES FELDSPATHS.....	11
II-3. DESCRIPTION DES OBSERVATIONS.....	12
II-31. Etude du premier groupe : échantillons de gneiss oeillés.....	12
II-311. <i>Généralités. Cadre régional</i>	12
II-312. <i>Echantillons du faciès amphibolite</i>	12
II-313. <i>Echantillon du faciès granulite</i>	14
II-32. Etude du deuxième groupe : échantillons de pegmatites.....	15
II-321. <i>Echantillon 94-1961</i>	15
II-322. <i>Echantillon MPN</i>	15
II-323. <i>Echantillon MPM</i>	16
II-324. <i>Echantillon C43W</i>	17
II-4. CONCLUSION.....	18

Chapitre III ETUDE DETAILLEE DE L'ORTHOSE MICROPERTHITIQUE C 43 W.

III-1. DETERMINATION MINERALOGIQUE COMPLETE DE L'ECHANTILLON. NATURE DES DEUX PHASES : DETERMINATION DES ELEMENTS GEOMETRIQUES DE L'EPI- TAXIE ET MESURE DES PARAMETRES DE LEURS RESEAUX.....	19
III-11. Etude optique.....	19
III-12. Composition.....	19

	Pages
III-121. Composition chimique globale du feldspath.....	20
III-122. Composition des deux phases en présence.....	20
III-123. Proportion volumique des deux phases - Comparaison des résultats de la chimie et des déterminations physiques.....	21
III-124. Origine probable des écarts entre les résultats ci-dessus.....	21
III-13. Orientation macroscopique mutuelle des deux phases.....	22
III-14. Orientation réticulaire mutuelle des deux réseaux.....	23
III-141. Cliché de cristal tournant.....	23
III-142. Rétiogramme.....	23
III-15. Mesure des paramètres des réseaux.....	25
III-151. Introduction.....	25
III-152. Mesure précise de d_{010}^{orth}	25
III-153. Mesure de $\epsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$ et calcul de d_{010}^{alb}	27
III-154. Mesure des paramètres de la phase albite.....	29
III-155. Tableau récapitulatif des résultats.....	29
III-16. Conclusion.....	31
III-2. ETUDE DES EXSOLUTIONS D'ALBITE.....	31
III-21. Description à l'échelle du microscope ordinaire.....	31
III-22. Description à l'échelle du microscope électronique.....	31
III-221. Epaisseur.....	31
III-222. Proportion volumique.....	32
III-223. Forme.....	32
III-23. Facteurs ayant joué un rôle prépondérant pour l'orientation et la forme des lamelles.....	32
III-231. Diffusion dans les feldspaths.....	32
III-232. Contraction thermique.....	32
III-233. Énergie élastique de déformation engendrée par la formation d'un précipité dans une matrice.....	33
III-234. Conclusion.....	33
III-3. ETUDE DES PIQUES D'ATTAQUE.....	33
III-31. Faits d'observation.....	33
III-311. Densité des piqûres.....	33
III-312. Localisation.....	33
III-313. Groupements et orientation.....	34
III-314. Périodicité.....	34
III-32. Interprétation.....	34
III-321. Répartition des dislocations dans le cristal.....	35
III-322. La cohérence réticulaire entre matrice et exsolution est-elle la cause directe de l'existence des dislocations ?.....	36
III-323. La contraction thermique différentielle de l'orthose et de l'albite à l'origine des piqûres.....	38
III-324. Schéma du calcul.....	39

	Pages
III-33. Relation entre la densité de piqûres et la température de démixtion.	42
III-331. <i>Relation</i>	42
III-332. <i>Discussion de l'intérêt de cette relation</i>	42
III-4. CONCLUSION.	43

Chapitre IV

ETUDE DES DEFORMATIONS DE LA FAMILLE DE PLANS RETICULAIRES (010) DANS L'ORTHOSE ET DANS L'ALBITE

IV-1. INTRODUCTION.	45
IV-2. METHODE D'ETUDE DES DESORIENTATIONS DE PLANS RETICULAIRES DANS UN MONOCRISTAL.	45
IV-3. APPLICATION DE CETTE METHODE A L'ETUDE DE LA DESORIENTATION DES PLANS RETICULAIRES (010).	46
IV-4. RESULTATS DE L'ETUDE DE DESORIENTATION.	46
IV-41. Résultats relatifs à l'albite.	46
IV-42. Résultats relatifs à l'orthose.	47
IV-5. MODELE DE DESORIENTATION RENDANT COMPTE DE L'ANITROPIE OBSERVEE.	49
IV-51. Cas de l'albite.	49
IV-52. Cas de l'orthose.	49
IV-6. CONCLUSION.	50
IV-7. REMARQUE CONCERNANT LA MESURE DE $\epsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$	50
IV-8. REMARQUE SUR L'ANGLE DES PLANS (001) DE L'ORTHOSE ET DE L'ALBITE... ..	51

Chapitre V

CONCLUSION

V-1. RESUME DES RESULTATS OBTENUS ET INTERET DE LA MICROSCOPIE ELECTRONIQUE EN PETROGRAPHIE.	53
V-2. NATURE DE L'APPORT DE LA MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A LA PETROGRAPHIE.	54

Appendice I

DETAILS TECHNIQUES SUR LA PREPARATION DES ECHANTILLONS POUR L'EXAMEN AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE

AI-1. PREPARATION DES SURFACES.	55
AI-2. ATTAQUE DE LA SURFACE APPRETEE.	55
AI-21. Méthodes chimiques.	55
AI-22. Méthode ionique.	55
AI-3. TECHNIQUE DE REPLIQUE.	55

Appendice II
MESURE DES PARAMETRES DES RESEAUX

	Pages
AII-1. MESURE DES PARAMETRES METRIQUES DE L'ORTHOSE A PARTIR DES CLICHES DE MONOCRISTAL.....	57
AII-11. Paramètre a de l'orthose.....	57
AII-12. Paramètre c de l'orthose.....	58
AII-13. Paramètre b de l'orthose.....	59
AII-2. MESURE PRECISE DE d_{010}^{orth}	59
AII-3. MESURE PRECISE DE $\varepsilon = d_{010}^{orth} - d_{010}^{alb}$	59
AII-4. MESURE DE L'ANGLE DES DEUX RANGEES $\vec{c}^*$ EQUIVALENTES DE L'ALBITE AVEC LA RANGEE $\vec{c}^*$ DE L'ORTHOSE.....	64

Appendice III
EQUIDISTANCE DES PIQUES, INTERACTIONS ET EQUILIBRE
DES DISLOCATIONS [108]

AIII-1. EQUILIBRE DES DISLOCATIONS DANS UNE LAMELLE D'EPAISSEUR CONSTANTE.	65
AIII-11. Action de la dislocation située à l'origine des coordonnées sur la dislocation située en (x, y)	65
AIII-12. Force suivant Ox exercée sur la dislocation $M(x, y)$ par la boucle A_0B_0 ..	66
AIII-13. Equation d'équilibre.....	66
AIII-14. Solution.....	67
AIII-2. EQUILIBRE DES DISLOCATIONS DANS UNE LAMELLE D'EPAISSEUR VARIABLE.	67
AIII-21. Expression de la force subie par une boucle (x) , de la part d'une boucle (t) .	68
AIII-22. Equation de l'équilibre.....	68
AIII-23. Solution.....	68
BIBLIOGRAPHIE.....	71

PLANCHES PHOTOGRAPHIQUES

PLANCHE I

Fig. 1 - Gneiss oeilé de Øygardslia (Massif de Gjærstad), Norvège - (Texte p. 12).

Dans la pâte sombre finement grenue se détachent en blanc les porphyroblastes de feldspath, pouvant atteindre une dizaine de centimètres et grossièrement orientés suivant le litage de la roche.

Echantillon 100-1959. Macrophotographie - Grossissement 1,4.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 12).

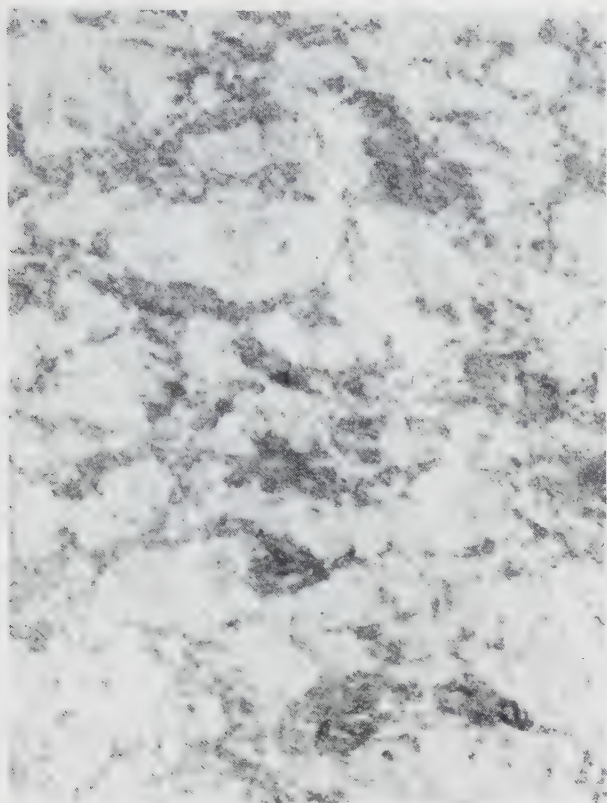
Les porphyroblastes de plagioclase sont très déformés ; les plans de macles sont tordus ; les contours sont très dentelés et les inclusions nombreuses.

Microphotographie de lame mince en lumière polarisée - Grossissement 17.

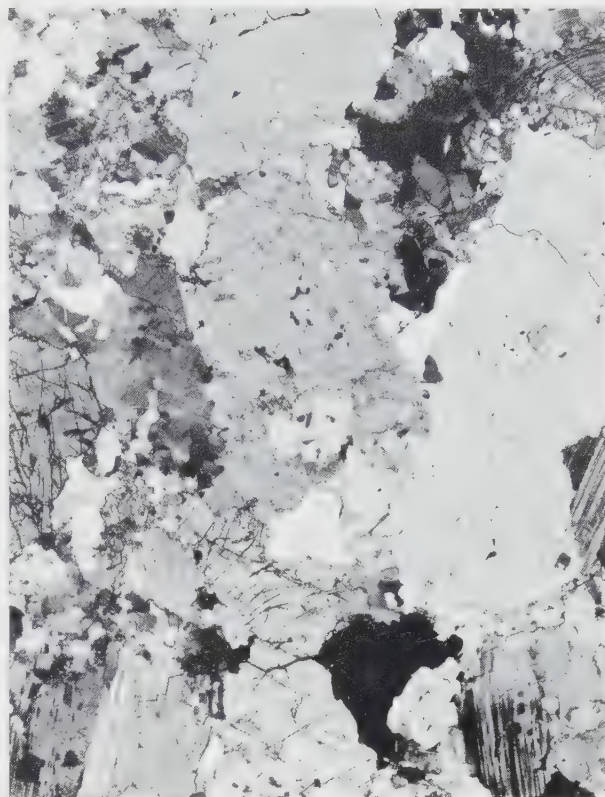
Fig. 3 - Même échantillon - Texte p. 13).

Corrosion de 5 secondes dans HF 20N. Des figures de corrosion de grande taille (1μ) sont disposées de façon assez irrégulière à la surface d'un porphyroblaste de microcline.

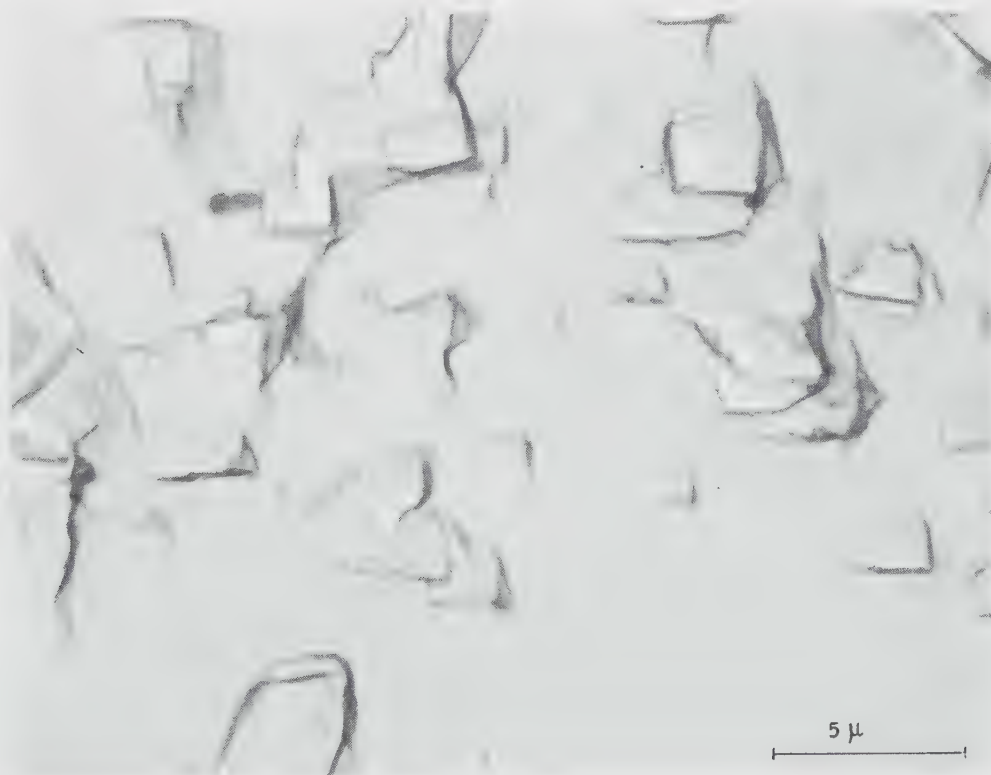
Microphotographie électronique - Grossissement 5300 ; réplique de carbone.



1



2



3

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE II

Fig. 1 - Gneiss oillé du Massif de Gjærstad (Norvège) - (Texte p. 13).

Il est très semblable au précédent (Pl. I) quoique un peu plus clair. Les porphyroblastes sont toujours du microcline.

Echantillon 155-1960. Macrophotographie - Grossissement 1,4.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 13).

Corrosion de 2 minutes dans HF 4N. On distingue un double système de perthites dans un porphyroblaste de microcline :

- perthites en taches, de forme grossièrement ovoïde, aux contours précis de petite taille (une dizaine de microns). La corrosion a souligné les joints de macles du plagioclase qui sont parallèles dans toutes les taches.

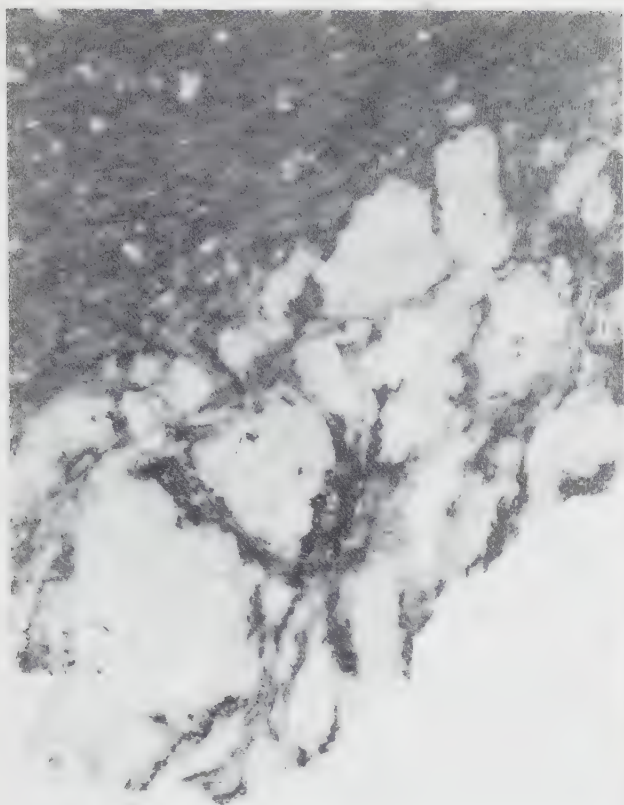
- perthites en film, assez grossières. La corrosion a souligné les joints entre phases et on remarque une attaque dont l'aspect est celui de "barreaux d'échelle".

Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 580.

Fig. 3 - Même échantillon - (Texte p. 13).

Une corrosion de 5 secondes dans HF 20N ne révèle rien de remarquable, sinon une figure de corrosion de grande taille, dont les formes bien développées sont caractéristiques des feldspaths et donnent une idée de l'orientation de la section polie par rapport au cristal.

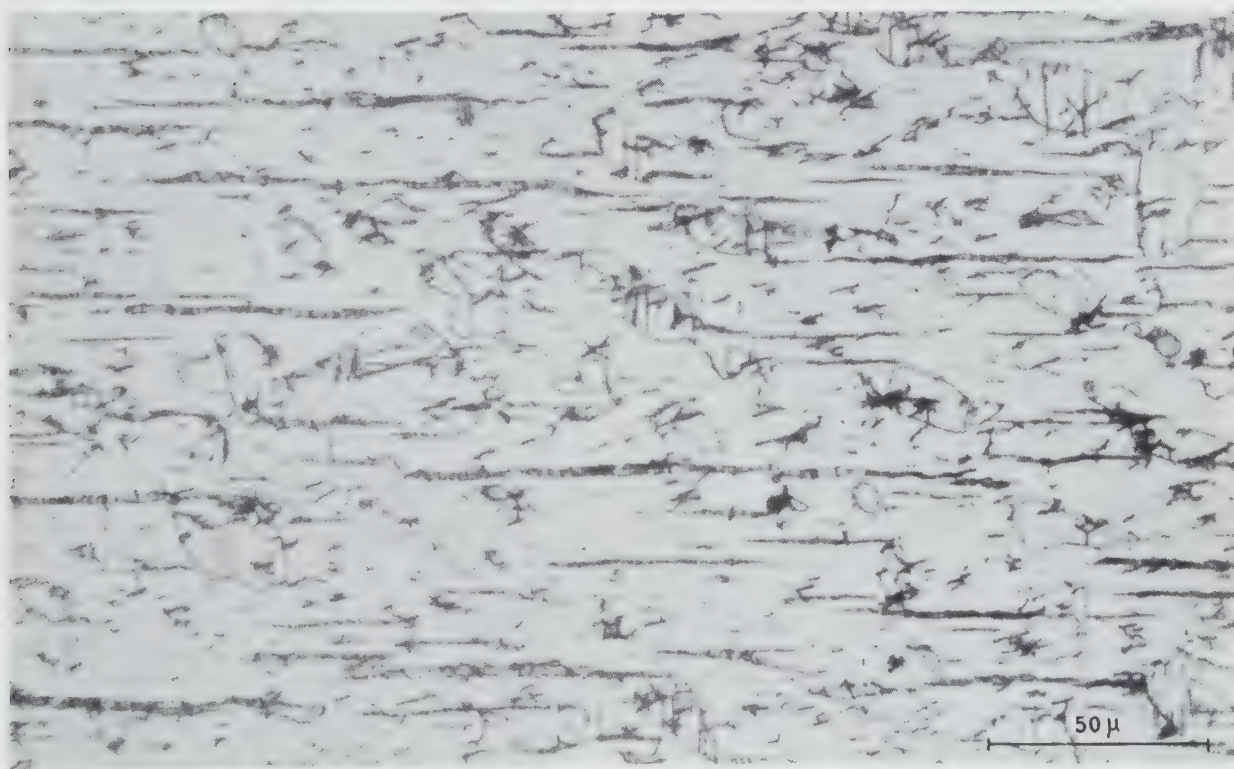
Microphotographie électronique - Grossissement 20000 ; réplique de carbone.



1



3



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE III

Fig. 1 - Gneiss oeilé de Øygardslia (Massif de Gjøerstad), Norvège - (Texte p. 14).

Echantillon macroscopiquement semblable à l'échantillon 155-1960 (Pl. II). Les phénocristaux sont du microcline perthitique. Une corrosion de 2 minutes dans HF 4N révèle une attaque en "barreaux d'échelle" des perthites en film et une attaque uniforme suivant les lignes de clivage sur la section.

Echantillon A.54. Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 1800.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 14).

On retrouve ici les deux directions d'attaque, l'une fine et régulière, l'autre plus tourmentée, mais les conditions d'attaque n'ont pas permis de retrouver l'aspect en "barreaux d'échelle" sur cette dernière.

Microphotographie électronique - Grossissement 3800 ; réplique de carbone.

Fig. 3 - Gneiss oeilé de Ubergsmoen (Région de Vegarshei), Norvège - (Texte p. 14).

Ce gneiss appartient au faciès granulite, plus profond que le faciès amphibolite des échantillons précédents. Les phénocristaux sont constitués par un feldspath optiquement monoclinique, perthitique. On distingue deux systèmes de perthites :

- perthites en film, très fines et régulières,
- perthites sous forme de lentilles fusiformes, grossièrement orientées.

Echantillon 292-1959. Microphotographie de lame mince, en lumière polarisée - Grossissement 125.

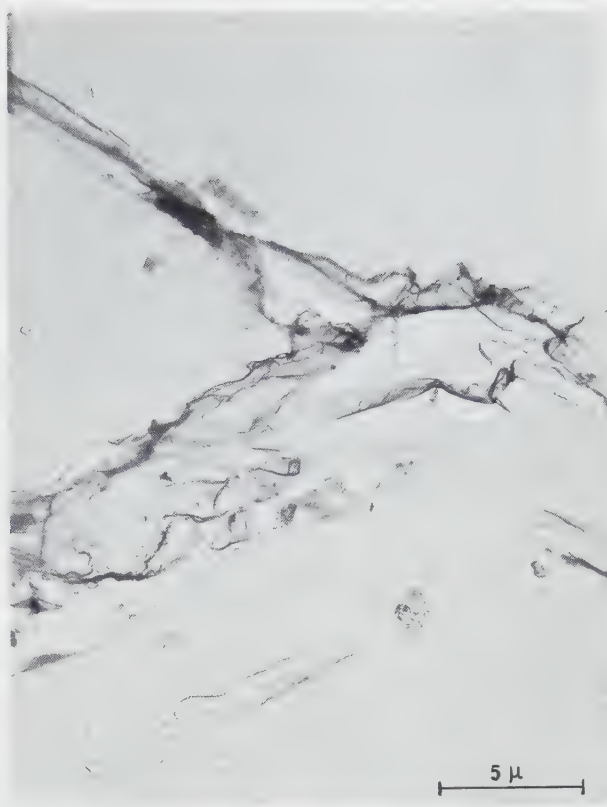
Fig. 4 - Même échantillon - (Texte p. 14).

Corrosion de 5 secondes dans HF 20N. On note, avec un contraste infiniment meilleur qu'en lame mince, le même système de perthites en fines lamelles et en lentilles fusiformes orientées.

Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 190.



1



2



3



4

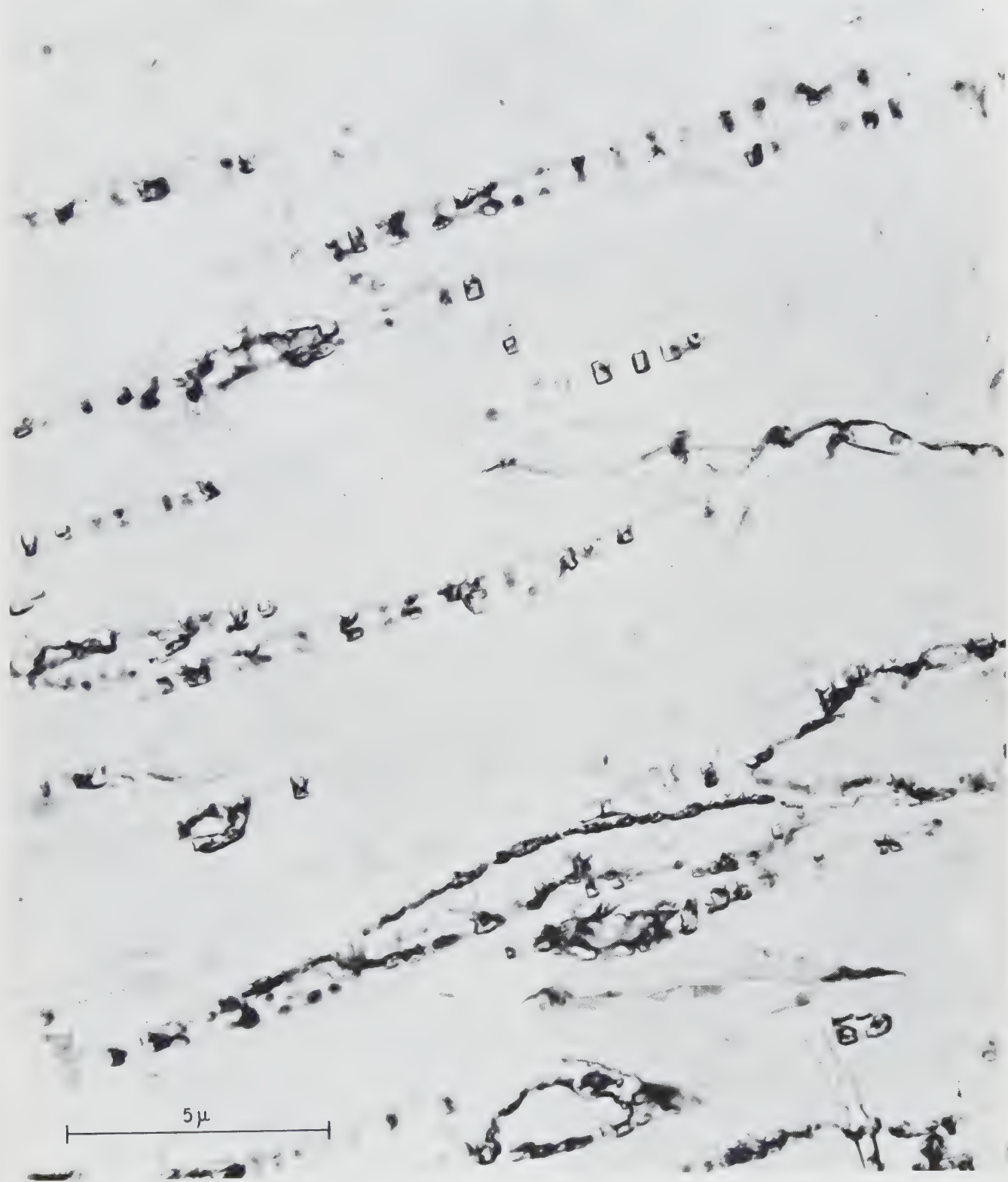
ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE IV

Gneiss oeillé de Ubergsmoen (Région de Vegarshei), Norvège - (Texte p. 15).

Corrosion de 20 secondes dans HF 7,5N. Les perthites en film sont attaquées d'une manière remarquable : des paires de piqûres se répartissent régulièrement le long des lamelles de perthite.

Même échantillon que Pl. III, fig. 3 et 4. Microphotographie électronique - Grossissement 9000 ; réplique de carbone.



ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE V

Fig. 1 - Gneiss oillé de Ubergsmoen (Région de Vegarshei), Norvège - (Texte p. 15).

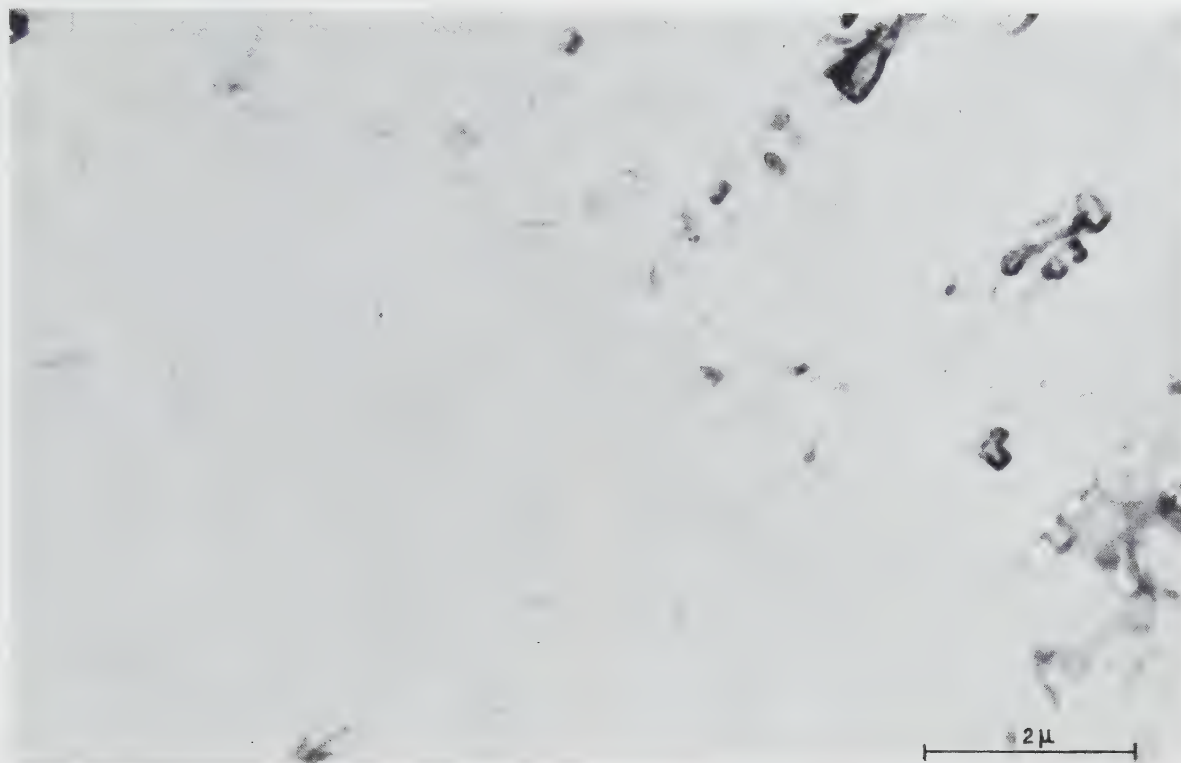
Corrosion de 20 secondes dans HF 7,5N. Les perthites lenticulaires sont attaquées à peu près uniformément mais, sur les bords, on peut remarquer l'apparition de stries qui ressemblent à des marches.

Même échantillon que Pl. III, fig. 3 et 4 et que Pl. IV. Microphotographie électronique - Grossissement 14000 ; réplique de carbone.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 15).

Attaque de 5 secondes dans HF 25N. Les piqûres observées sur la planche IV se sont considérablement développées, avec les formes caractéristiques des feldspaths.

Microphotographie électronique - Grossissement 23000 ; réplique de carbone.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE VI

Fig. 1 - Pegmatite de Nelaugvatn, Norvège - (Texte p. 15).

Cette pegmatite contient beaucoup de quartz apparaissant sous forme de belles associations "graphiques".
Echantillon 94-1961. Macrophotographie - Grossissement 3.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 15).

Cristal de microcline, faiblement perthitique, selon une section voisine de (010). On voit la trace du clivage (001) très fine et très régulière. De nombreuses inclusions sont enfermées dans le cristal. Un cristal de quartz apparaît en blanc dans la partie supérieure gauche de la photographie.

Microphotographie en lumière polarisée - Grossissement 25.

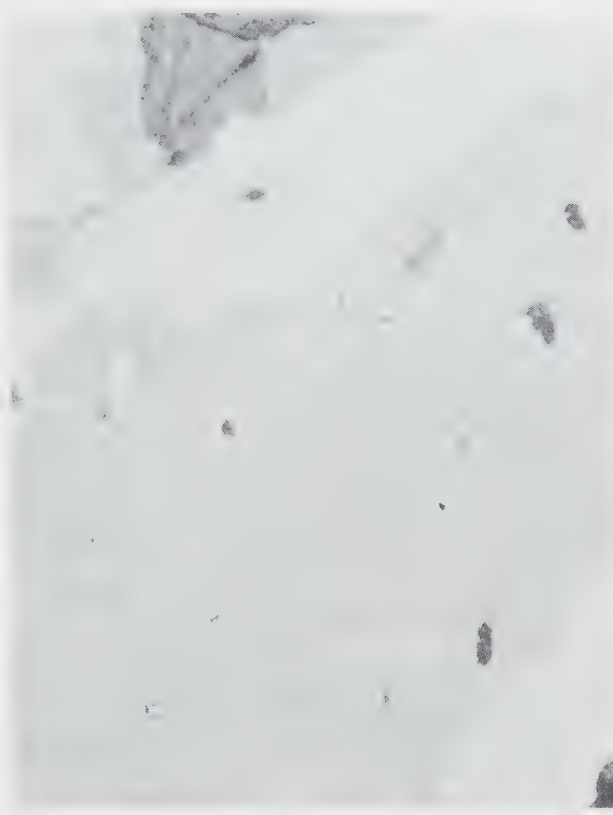
Fig. 3 - Même échantillon - (Texte p. 15).

Une attaque de 5 secondes dans HF 25N met en évidence des figures de corrosion très développées, groupées en alignements, et semblant n'être pas creusées perpendiculairement à la surface attaquée.

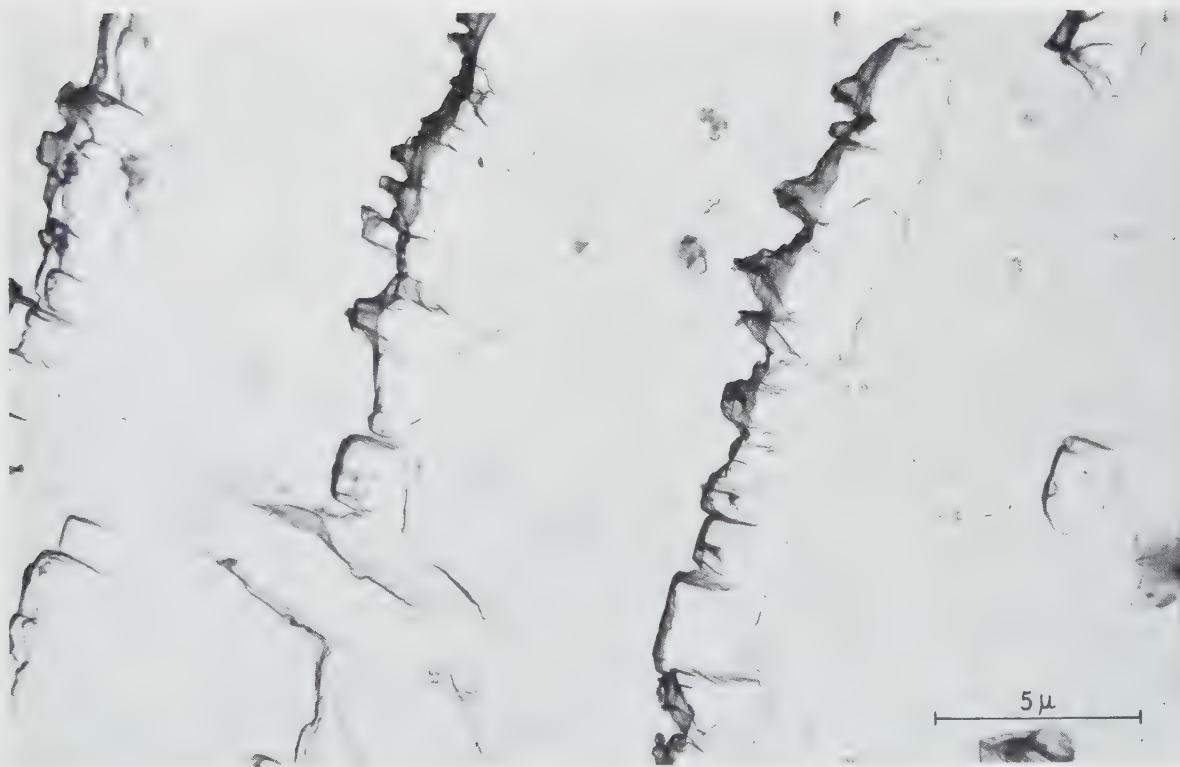
Microphotographie électronique - Grossissement 5400 ; réplique de carbone.



1



2



3

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des micropertithes.

PLANCHE VII

Fig. 1 - Pegmatite de Tvedestrand, Norvège ((Texte p. 15).

Cristal géant de microcline perthitique. Le quadrillage typique est admirablement développé et on a affaire à des perthites en taches de formes très irrégulières.

Echantillon MPN. Microphotographie en lumière polarisée - Grossissement 18.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 16).

Attaque ionique de 6 heures sous 4,7 kV, en atmosphère d'Argon dans un vide de 10^{-4} Torr ; l'attaque a développé des chapelets de piqûres alignées, creusées en cratères. Il n'a pas été possible de déterminer l'orientation de cette attaque par rapport au cristal et aux perthites.

Microphotographie électronique - Grossissement 4100 ; réplique de carbone.

Fig. 3 - Même échantillon - (Texte p. 16).

Détail du flanc d'un cratère tel que ceux de la figure 2. On distingue une striation qui est visible dans la plupart des cratères.

Microphotographie électronique - Grossissement 12200 ; réplique de carbone.



1



3



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE VIII

Fig. 1 - Pegmatite de Madagascar - (Texte p. 16).

Monocristal automorphe de microcline perthitique.

Echantillon MPM. Macrophotoğrafie - Grossissement 0,525.

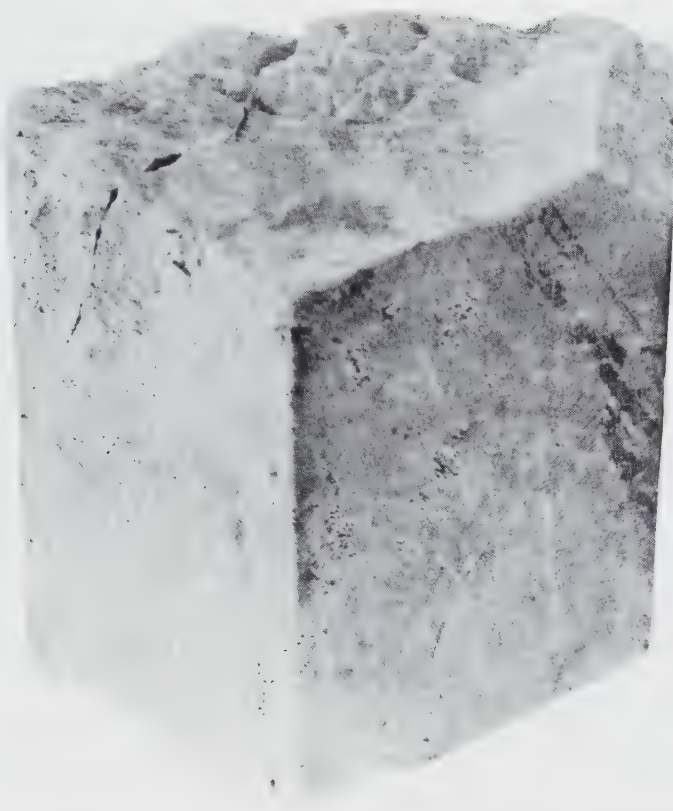
Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 16).

Lame mince suivant (001). On a ici encore deux systèmes de perthites :

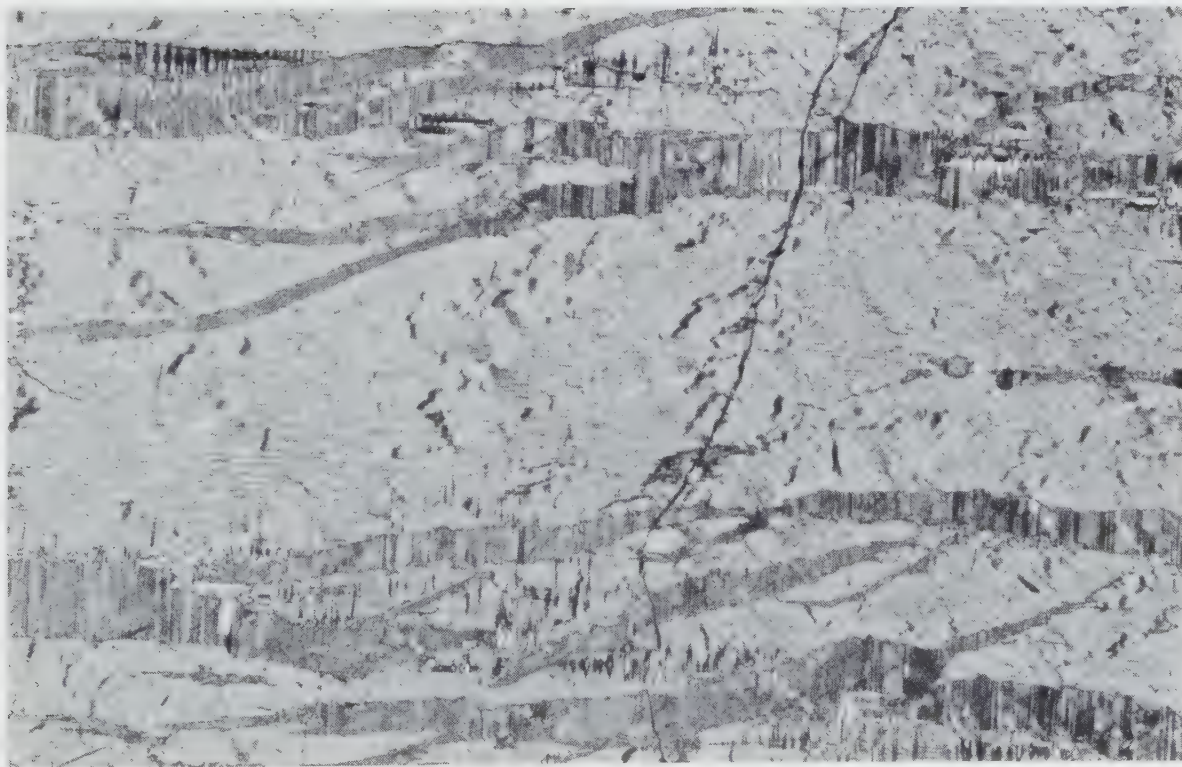
- un premier système de perthites en grosses veines ; les macles polysynthétiques apparaissent suivant la direction [100] ;

- un système de perthites en film dont la trace sur la section est parallèle à [010].

Microphotoğrafie de lame mince en lumière polarisée - Grossissement 27.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE IX

Fig. 1 - Pegmatite de Madagascar - (Texte p. 16).

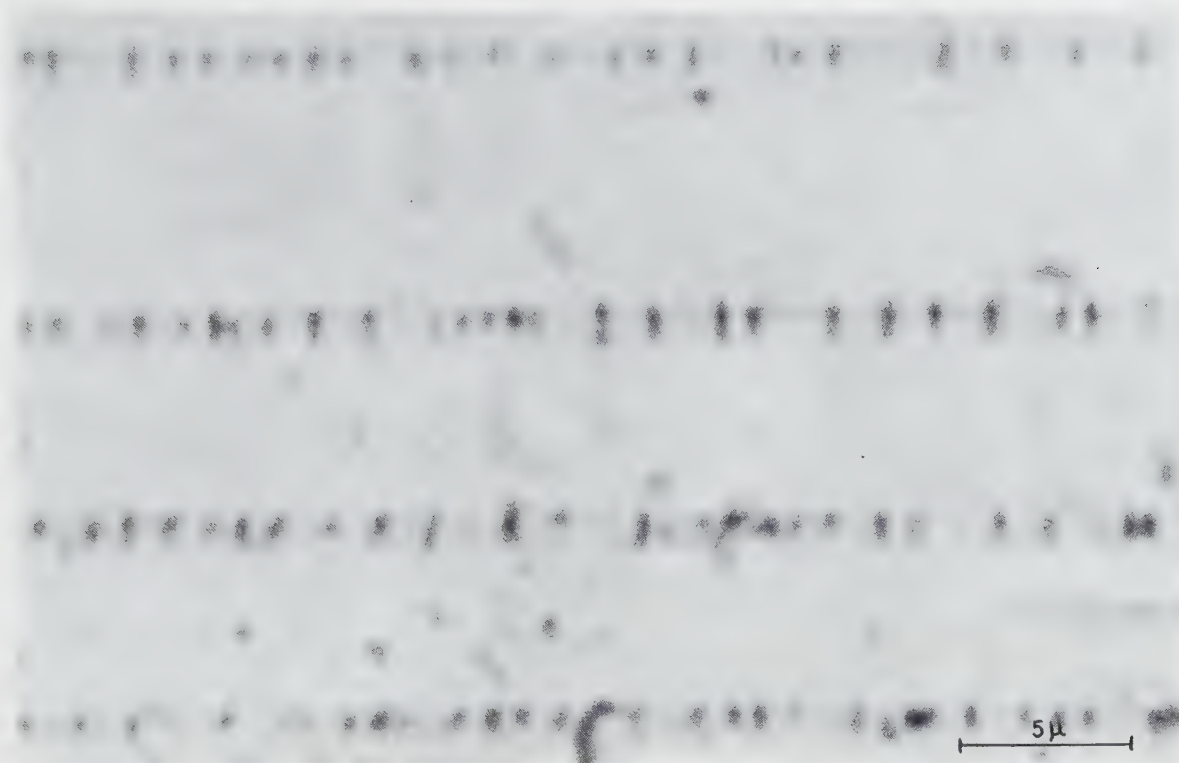
Attaque de 15 minutes dans HF 0,4N. Argenture de la surface après attaque. Les perthites en film sont attaquées suivant des systèmes de paires de piqûres en "barreaux d'échelle" remarquablement régulières et très fines.

Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 4600.

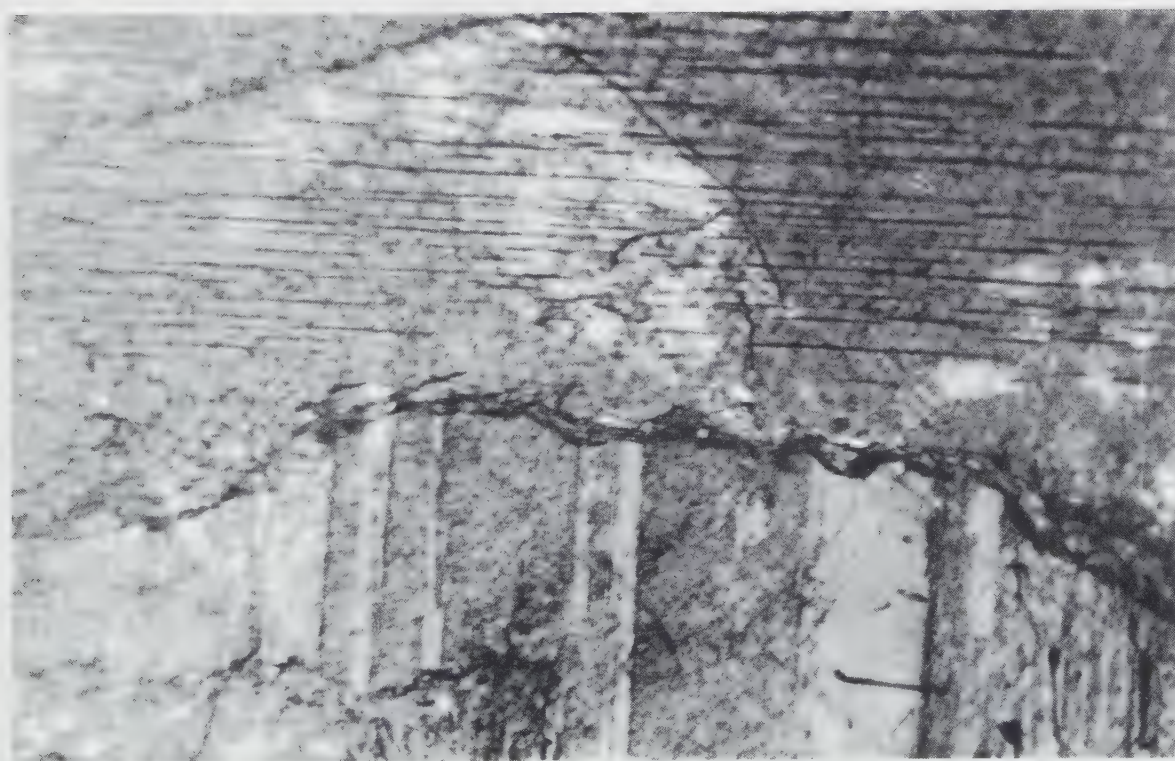
Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 17).

La même attaque différencie les individus maclés sur les perthites en veine, le plan de section n'étant pas équivalent pour les deux sortes d'individus.

Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 230.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE X

Fig. 1 - Pegmatite de Madagascar - (Texte p. 17).

L'attaque de 15 minutes dans HF 0,4N développe les figures en "barreaux d'échelle" sur les lamelles de perthite sur une section (001).

Microphotographie électronique - Grossissement 8600 ; réplique de carbone.

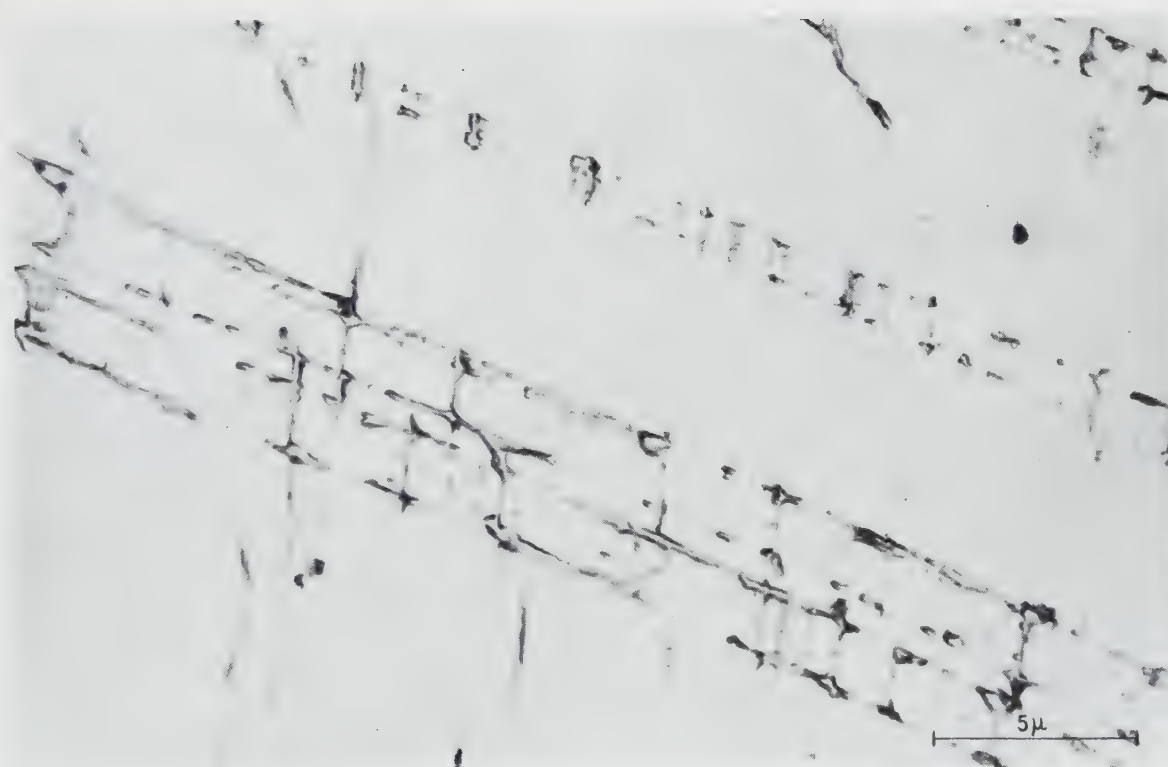
Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 17).

Sur la face (010), la même attaque montre un aspect analogue, mais nettement mieux développé ; de plus les "barreaux d'échelle" ne sont plus perpendiculaires aux "montants", mais font avec eux un angle de 74°.

Microphotographie électronique - Grossissement 5400 ; réplique de carbone.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XI

Fig. 1 - Pegmatite de Madagascar - (Texte p. 17).

Attaque de 15 minutes dans HF 0,4N. Il apparaît par endroit sur les faces (001) des phénomènes de striation qui restent inexpliqués.

Microphotographie électronique - Grossissement 17900 ; réplique de carbone.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 17).

Ce phénomène de striation apparaît ici nettement comme des marches, mais semble ne pas correspondre à un glissement, à cause de sa trop grande échelle.

Microphotographie électronique - Grossissement 16700 ; réplique de carbone.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XII

Fig. 1 - Pegmatite de l'Ardèche, France - (Texte p. 17).

Section polie suivant (010) attaquée 5 secondes dans HF 25N. On distingue une structure perthitique extrêmement fine et régulière, ainsi que des lignes de clivage à 74° des perthites.

Echantillon C 43 W. Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 230.

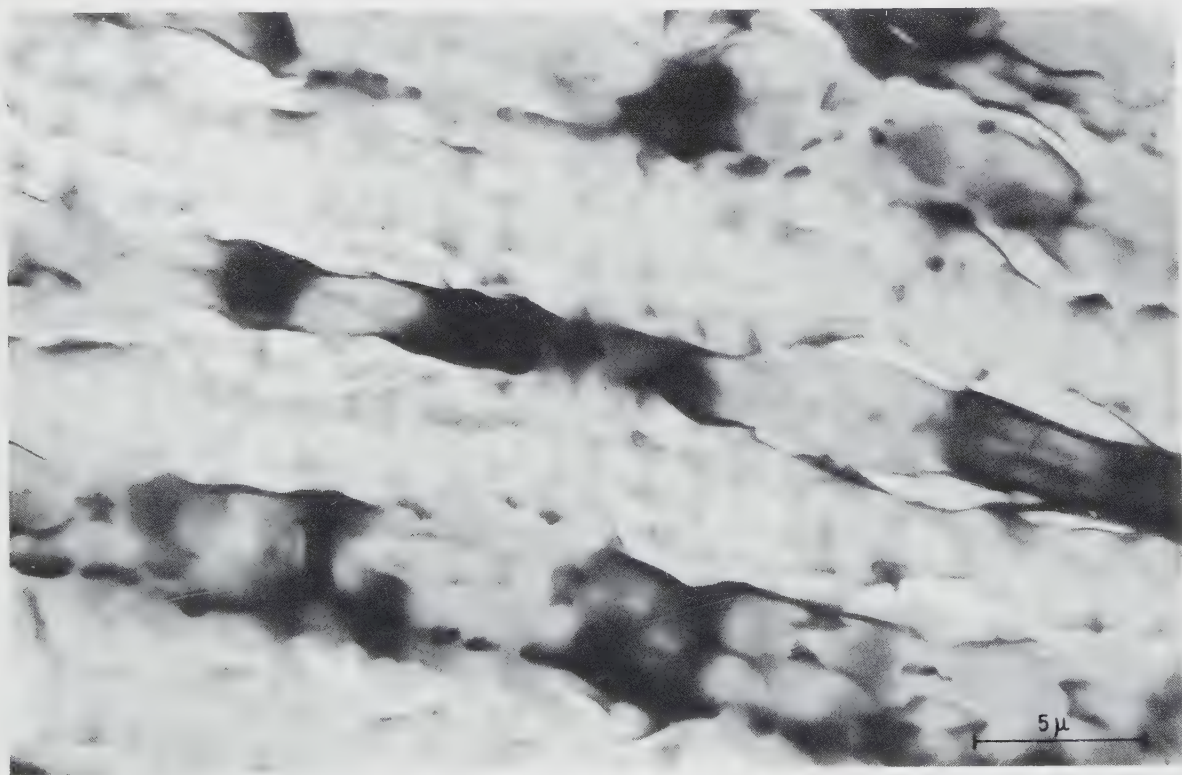
Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 17).

Même corrosion que ci-dessus sur la face (010) : l'attaque est extrêmement profonde, dans la direction des lamelles de perthites.

Microphotographie électronique - Grossissement 4500 ; réplique de carbone.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des micropertithes.

PLANCHE XIII

Fig. 1 - Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 17).

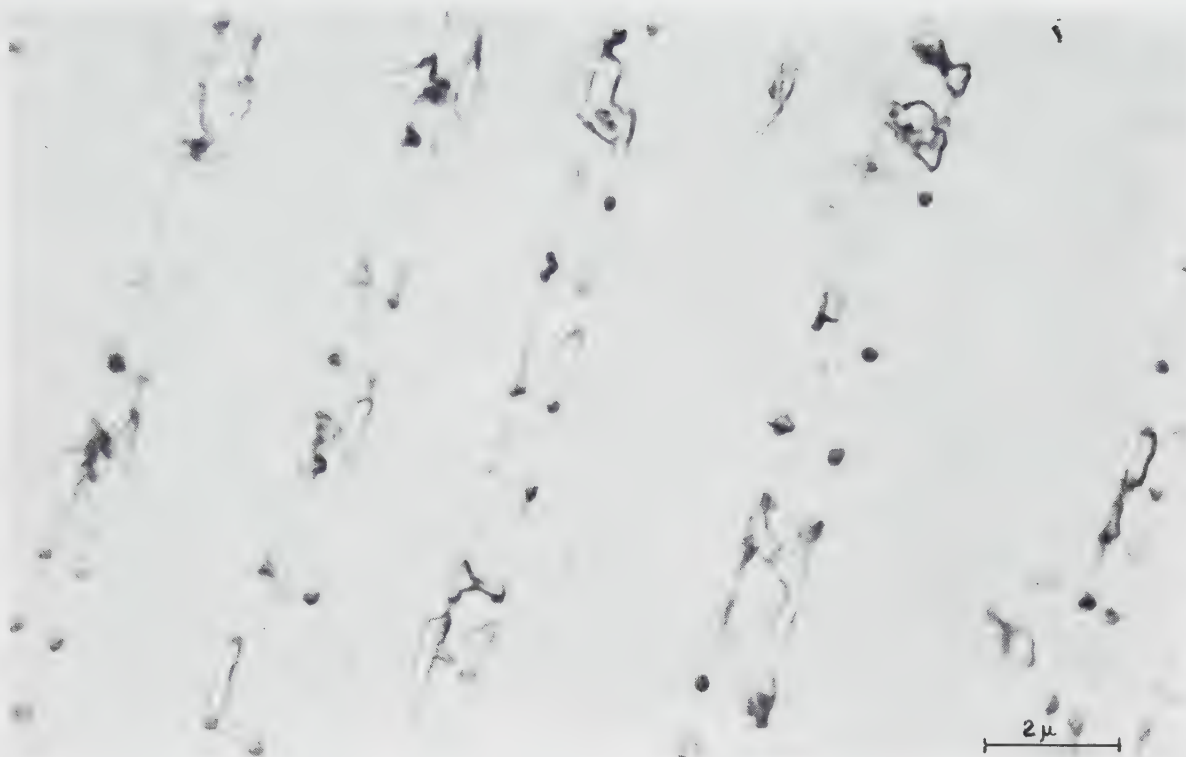
Corrosion de 20 secondes dans HF 8N de la face (010). L'attaque a lieu sous forme de piqûres très précises, groupées par paires, chaque piqûre d'une paire correspondant à l'autre, à travers les lamelles de perthite, dans la direction [100], qui fait avec le bord des lamelles un angle de 74° .

Echantillon C 43 W. Microphotographie électronique - Grossissement 9000 ; réplique de carbone.

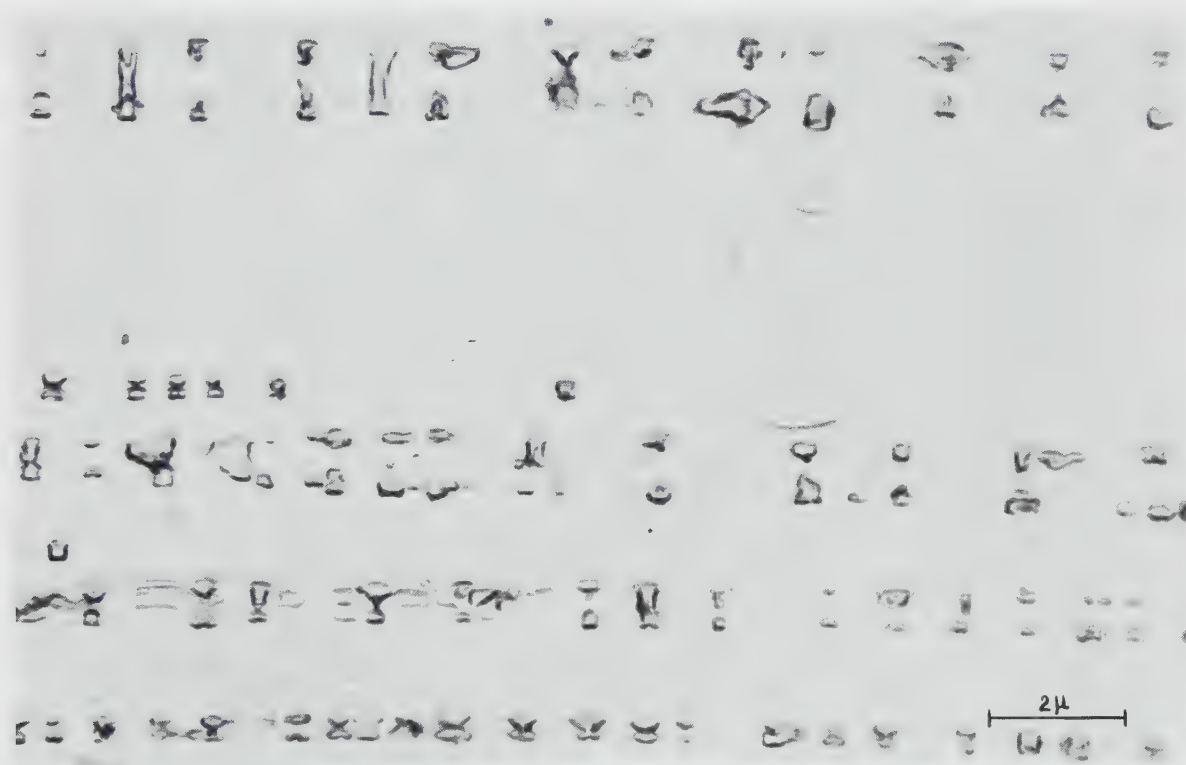
Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 17).

Attaque de 2 h 30 dans HF 0,1N d'une face (001). La perfection de l'attaque sous forme de couples de piqûres est remarquable. Deux piqûres d'une paire se correspondent encore suivant [100], mais, ici, perpendiculairement au bord des lamelles. On note que les piqûres sont d'autant plus serrées que la lamelle est plus fine.

Microphotographie électronique - Grossissement 9000 ; réplique de carbone.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XIV

Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 18).

Attaque de 3 secondes dans HF 20N d'une section sensiblement parallèle au plan des lamelles. On observe un quadrillage rectangulaire, parallèle aux lignes de clivage sur la section.

Microphotographie électronique - Grossissement 7200 ; réplique de carbone.



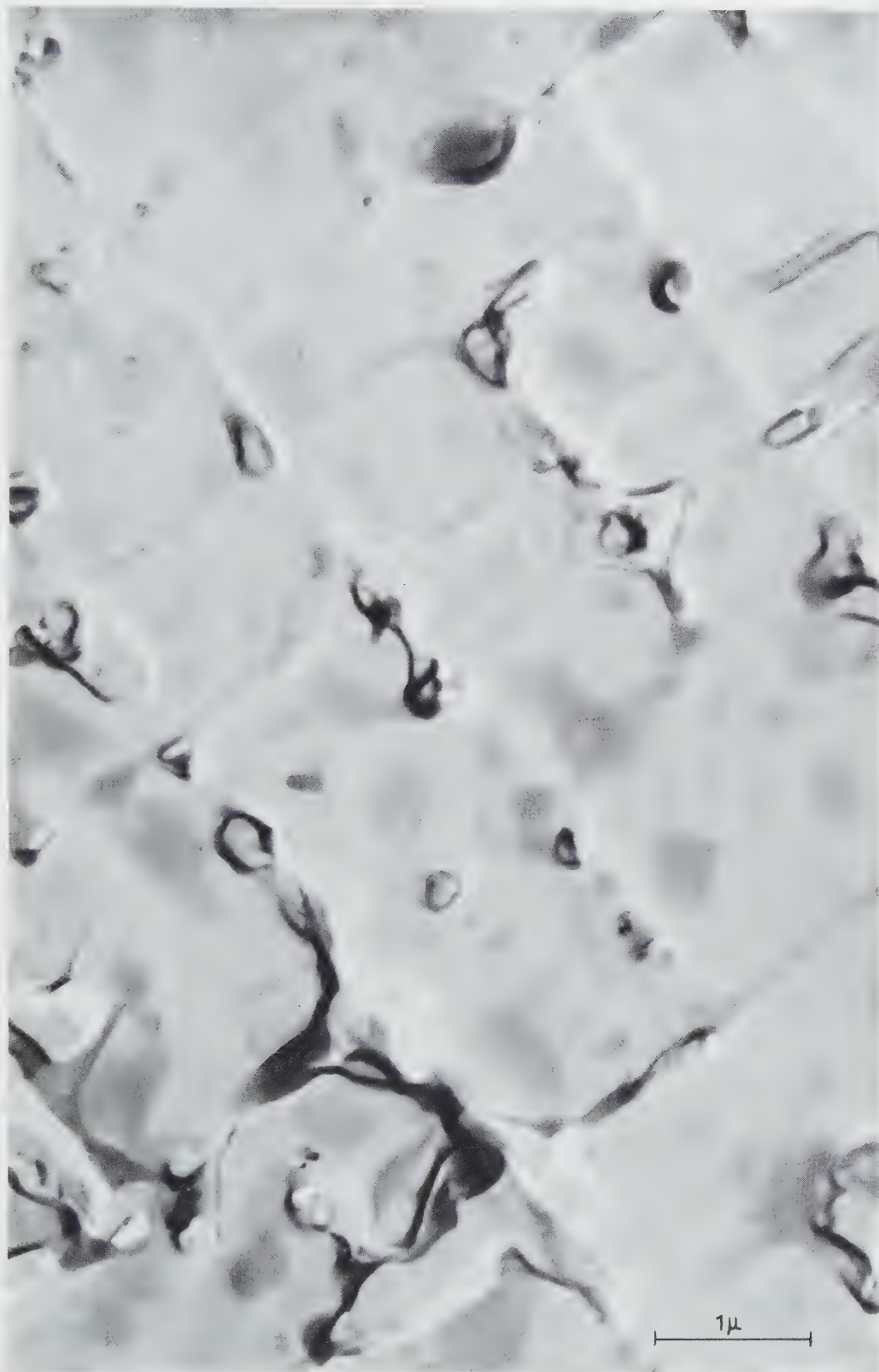
ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XV

Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 18).

Mêmes conditions que celles décrites planche XIV. On peut observer un dédoublement des lignes au voisinage des noeuds du quadrillage, avec formation de raccords continus et courbes.

Microphotographie électronique - Grossissement 24000 ; réplique de carbone.



ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XVI

Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 18).

Attaque ionique de la face (001) de 8 heures sous 8 kV dans l'air raréfié. Il apparaît des boursouflures dont la surface est ridée. On ne peut pas relier ce résultat aux observations antérieures.

Microphotographie électronique - Grossissement 7200.



ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XVII

Fig. 1 - Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 18).

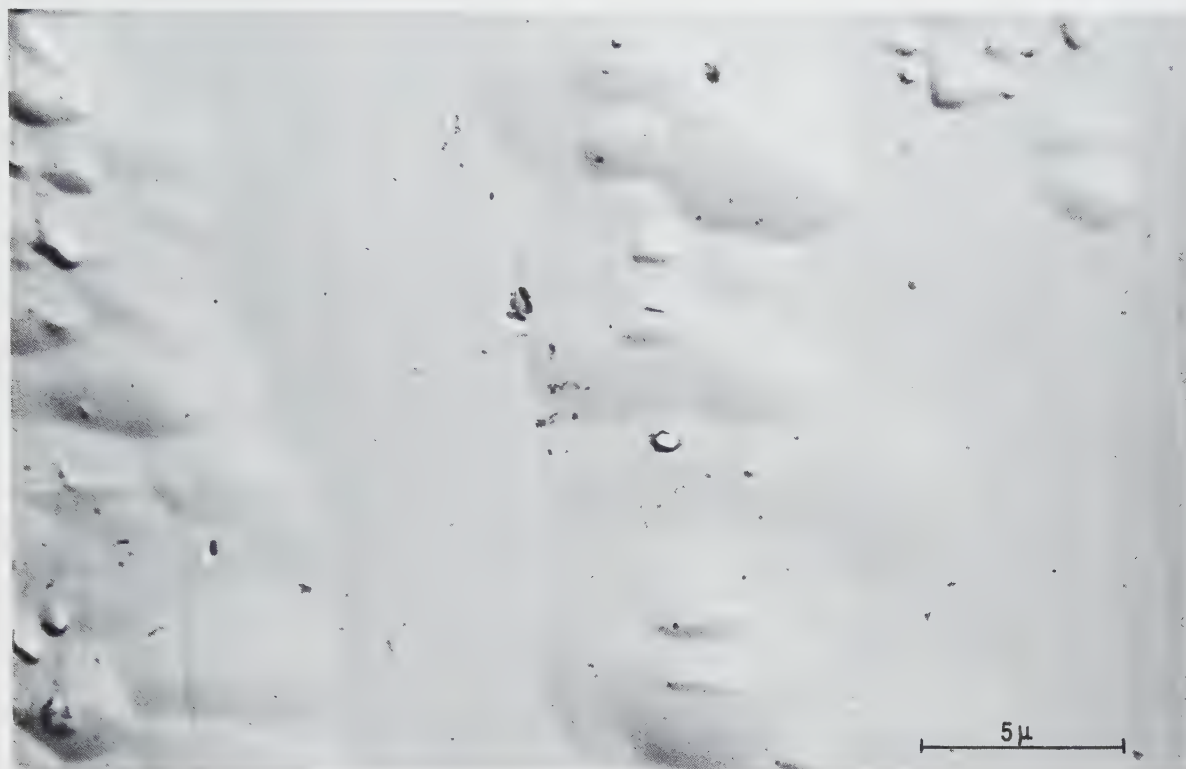
Mêmes conditions d'attaque que celles décrites planche XVI. En plus des boursouflures ridées apparaissent des lignes droites parallèles et longues.

Microphotographie électronique - Grossissement 5400 ; réplique de carbone.

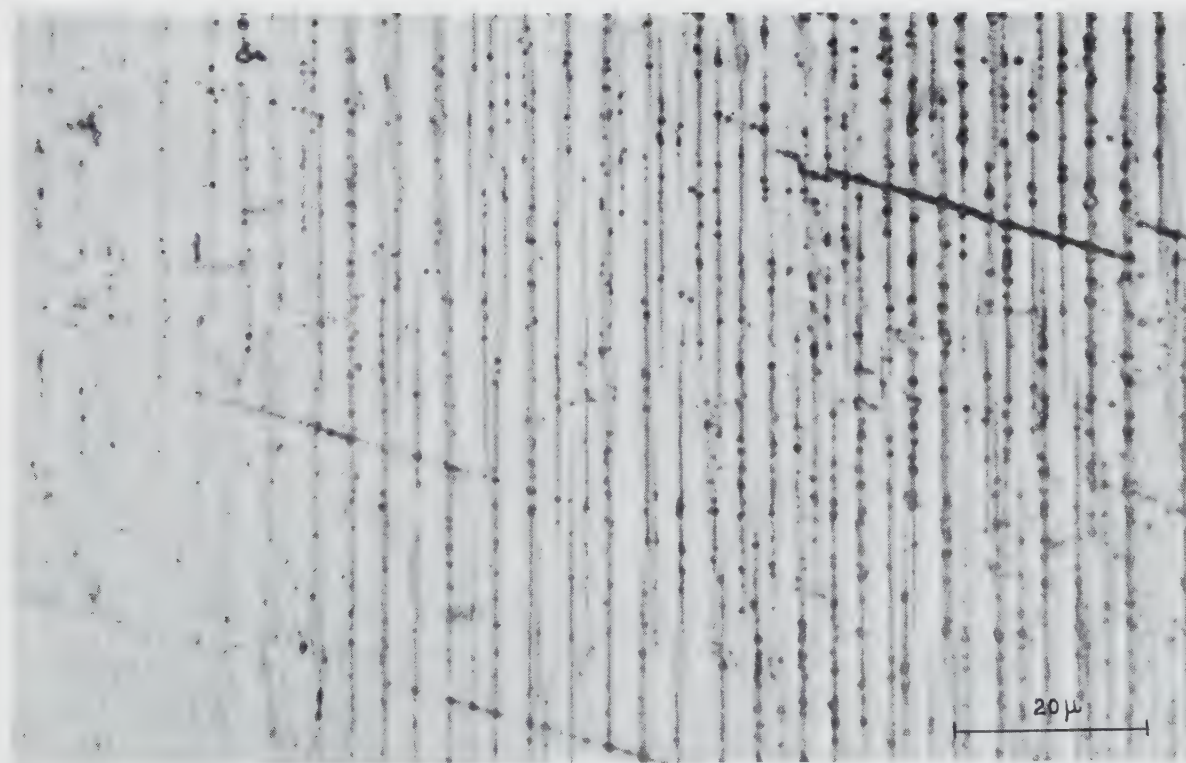
Fig. 2 - Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 18).

Attaque ionique de 6 heures sous 4,7 kV d'une face (010). On retrouve de façon moins parfaite, mais incontestable, l'attaque sous forme de piqûres alignées. Les paires de piqûres ne sont pas résolues, les conditions de l'attaque n'étant probablement pas optima.

Microphotographie au microscope métallographique - Grossissement 1260.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XVIII

Fig. 1 - Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 18).

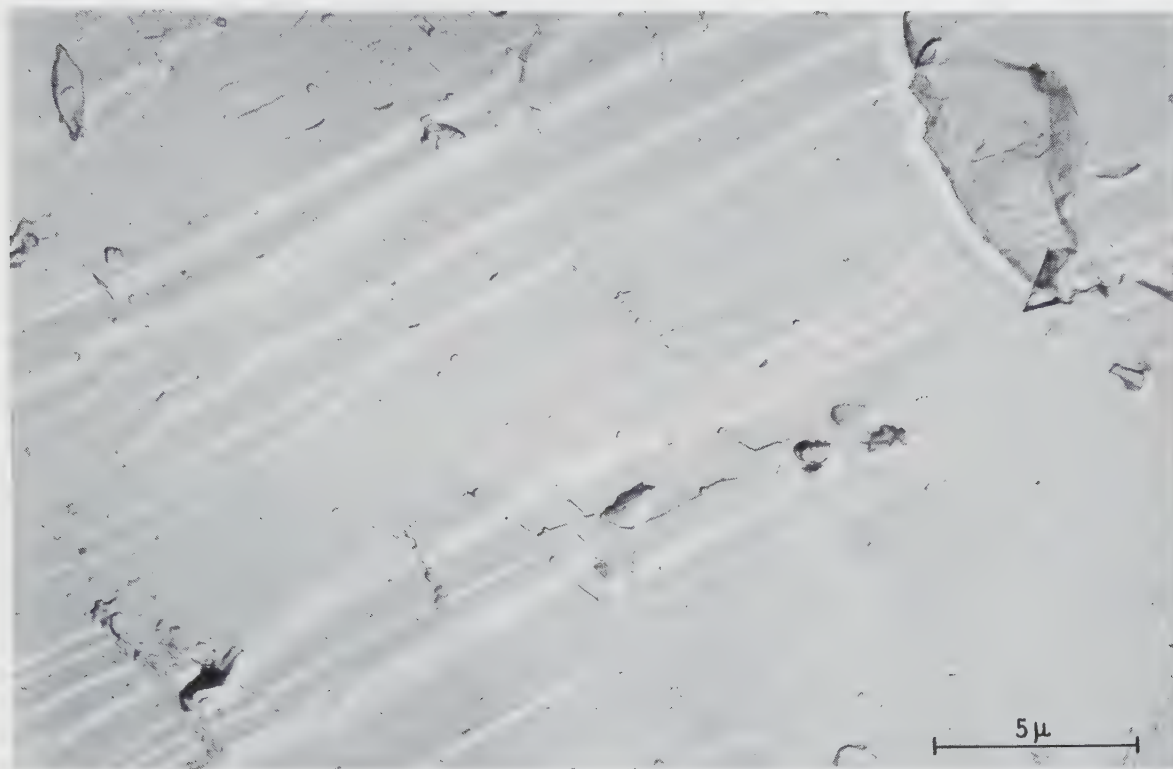
Surface de clivage (010) non apprêtée. On voit des marches parallèles et on devine des lamelles de perthites par l'aspect différent des marches de clivage.

Microphotographie électronique - Grossissement 5400 ; réplique de carbone.

Fig. 2 - Même échantillon - (Texte p. 18).

Surface de clivage (010) non apprêtée. On voit des esquilles en forme de parallélogramme sur des lamelles de perthites dont la forme correspond à la disposition des piqûres d'attaque (Voir Pl. XIII, fig. 1).

Microphotographie électronique - Grossissement 5400 ; réplique de carbone.



1



2

ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des micropertithes,

PLANCHE XIX

Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 23).

Cliché de cristal tournant autour de l'arête [100] ; pose 2 heures ; rayonnement Cu K_{α} , K_{β} . On constate que les réseaux de l'albite et de l'orthose ont leurs axes [100] confondus en direction.



ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

PLANCHE XX

Pegmatite de l'Ardèche - (Texte p. 23).

Rétigramme autour de l'arête $[100]$; pose 10 heures ; rayonnement Cu K_α . On observe très bien la disposition relative des strates $(0kl)$ de l'orthose et de l'albite.



ABERDAM D. — Utilisation de la microscopie électronique pour l'étude des feldspaths. Observations sur des microperthites.

DEUXIEME THESE

Propositions données par la Faculté :

RECHERCHE DU POUVOIR SEPARATEUR OPTIMAL
EN MICROSCOPIE ELECTRONIQUE PAR TRANSMISSION.

Vu et approuvé,
NANCY, le 3 avril 1964
Le Doyen de la Faculté des Sciences :
J. AUBRY

Vu et permis d'imprimer
NANCY, le 6 avril 1964
Le Recteur de l'Académie de Nancy
P. IMBS

IMPRIMERIE LOUIS-JEAN

Ouvrages scientifiques

TYPO - OFFSET

GAP (Hautes-Alpes)

Dépôt légal n° 137
1965

